

(19) 日本国特許庁 (JP)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平 9 - 1 4 7 3 2 5

(43) 公開日 平成9年(1997)6月6日

(51) Int. Cl. <sup>6</sup>

G 1 1 B 5/39

識別記号

庁内整理番号

F I

G 1 1 B 5/39

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数 17 O L

(全 2 1 頁)

(21) 出願番号 特願平 8 - 240602

(22) 出願日 平成8年(1996)9月11日

\*  
Priority { (31) 優先権主張番号 特願平 7 - 240075 (Ser. No)  
(32) 優先日 平 7 (1995) 9 月 19 日 (Filing Date)  
(33) 優先権主張国 日本 (J P) (Country)

(71) 出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(72) 発明者 斎藤 正路

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス  
電気株式会社内

(74) 代理人 弁理士 武 顕次郎 (外2名)

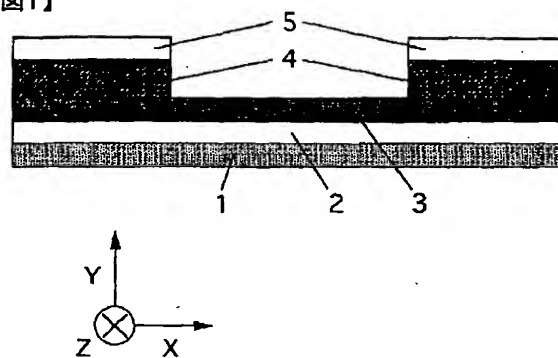
(54) 【発明の名称】 磁気抵抗効果型ヘッド

(57) 【要約】

【目的】 耐食性に優れ且つ極薄膜において必要十分な交換異方性磁界を印加することができる反強磁性体膜である P t M n 合金を採用することにより、線形応答性に優れバルクハウゼンノイズを抑制した磁気効果型ヘッド (MRヘッド) を提供すること。

【構成】 磁気抵抗効果を呈する強磁性体層 3 と前記強磁性体層 3 に直接接する反強磁性体層 4 とを備えた磁気抵抗効果型ヘッドにおいて、前記反強磁性体層 4 は P t M n 合金からなり且つ熱処理されたものであり、直接接する前記強磁性体層との界面において交換異方性磁界を生じさせる磁気ヘッドであって、前記 P t M n 合金の膜組成は P t 5 ~ 5 4 M n 4 6 ~ 9 5 原子%であって、その熱処理温度は 2 0 0 ° C ~ 3 5 0 ° C の範囲であること

【図1】



## 【特許請求の範囲】

【請求項 1】 磁気抵抗効果を呈する強磁性体層と前記強磁性体層に直接接する反強磁性体層とを備えた磁気抵抗効果型ヘッドにおいて、

前記反強磁性体層は Pt Mn 合金からなり且つ熱処理されたものであり、前記反強磁性体層と直接接する前記強磁性体層との界面において交換異方性磁界を生じさせることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 2】 請求項 1 において、

前記 Pt Mn 合金の膜組成は Pt 5～54 Mn 46～95 原子%であって、その熱処理温度は 200℃～350℃の範囲であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 3】 請求項 1 において、

前記 Pt Mn 合金の膜組成は Pt 5～20 Mn 80～95 原子%であって、その熱処理温度は 200℃～350℃の範囲であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 4】 請求項 1 において、

前記 Pt Mn 合金の膜組成は Pt 36～54 Mn 46～64 原子%であって、その熱処理温度は 200℃～350℃の範囲であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 5】 磁気抵抗効果を呈する強磁性体層と前記強磁性体層に直接接する反強磁性体層とを備えた磁気抵抗効果型ヘッドにおいて、

前記反強磁性体層は Pt Mn 合金からなり且つ熱処理されたものであり、前記反強磁性体層と直接接する前記強磁性体層との界面に形成された相互拡散層の厚みが 20～100 Å (オングストローム) であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 6】 請求項 1 ないし請求項 5 のいずれか 1 つの請求項において、

前記強磁性体層の膜組成が、Ni Fe 合金、Ni Fe Co 合金または Co のいずれか 1 つのものであることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 7】 請求項 1 ないし請求項 6 のいずれか 1 つの請求項において、

前記反強磁性体層の膜厚が 100～500 Å (オングストローム) であり、前記強磁性体層の膜厚が 5～300 Å (オングストローム) であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 8】 請求項 1 において、

前記反強磁性体層である Pt Mn 合金に代えて、Rh Mn 合金、Ru Mn 合金、Ir Mn 合金、Pd Mn 合金のいずれか 1 つを用いることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 9】 磁気抵抗効果を呈する強磁性体層と Pt Mn 合金の反強磁性体層とを直接接触させ、200～350℃の温度で熱処理し、この温度で 4～20 時間保

持し、前記直接接触した強磁性体層と反強磁性体層との界面に相互拡散層を形成させる磁気抵抗効果型ヘッドの製造方法。

【請求項 10】 請求項 1 ないし請求項 6 のいずれか 1 つの請求項において、前記反強磁性体層の膜厚が 100～500 Å (オングストローム) であり、前記強磁性体層の膜厚が 15～300 Å (オングストローム) であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 11】 請求項 1 ないし請求項 6 のいずれか 1 つの請求項において、前記反強磁性体層の膜厚が 100～500 Å (オングストローム) であり、前記強磁性体層の膜厚が 50～300 Å (オングストローム) であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 12】 請求項 1 ないし請求項 6 のいずれか 1 つの請求項において、前記反強磁性体層の膜厚が 100～500 Å (オングストローム) であり、前記強磁性体層の膜厚が 15～100 Å (オングストローム) であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 13】 請求項 1 ないし請求項 6 のいずれか 1 つの請求項において、前記反強磁性体層の膜厚が 100～500 Å (オングストローム) であり、前記強磁性体層の膜厚が 15～30 Å (オングストローム) であることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 14】 請求項 9 において、

前記強磁性体層と反強磁性体層を DC マグネトロンスパッタ法により成膜することを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッドの製造方法。

【請求項 15】 磁気抵抗効果を呈する強磁性体層と Pt Mn 合金の反強磁性体層とを直接接触させ、DC マグネトロンスパッタ法を用いて成膜し、210℃～250℃のアニール温度で熱処理し、前記直接接触した強磁性体層と反強磁性体層との界面に相互拡散層を形成させる磁気抵抗効果型ヘッドの製造方法。

【請求項 16】 磁気抵抗効果を呈する強磁性体層と Pt Mn 合金の反強磁性体層とを直接接触させ、DC マグネトロンスパッタ法を用いて成膜し、略 250℃C 近辺のアニール温度で熱処理し、交換異方性磁界が略ピーク値となるように前記直接接触した強磁性体層と反強磁性体層との界面に相互拡散層を形成させる磁気抵抗効果型ヘッドの製造方法。

【請求項 17】 磁気抵抗効果を呈する強磁性体層と前記強磁性体層に直接接する反強磁性体層とを備えた磁気抵抗効果型ヘッドにおいて、

前記反強磁性体層は Pt Mn 合金からなり、その膜組成は Pt 5～20 Mn 80～95 原子%であって、前記反強磁性体層と直接接する前記強磁性体層との界面で成膜直後の交換異方性磁界を生じさせることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 広くはAMRヘッド、Spin-Valveヘッドに代表される磁気抵抗効果読み取りヘッドに関し、磁気抵抗効果の線形応答性を確保しバルクハウゼンノイズを抑制するためのものであり、特に、従来の反強磁性体膜の問題点を改善し交換結合磁界によるバイアスを効果的に印加する磁気抵抗効果型ヘッドに関するものである。

【0002】

【従来の技術】 従来技術における磁気抵抗効果型読み取りヘッド（MRヘッド）には、異方性磁気抵抗効果現象を用いたAMR（Anisotropic Magnetoresistance）ヘッドと伝導電子のスピン散乱現象を用いたGMR（Giant Magnetoresistance）ヘッドがあり、GMRヘッドの一つとして低外部磁界で高磁気抵抗効果を示すSpin-Valveヘッドが米国特許第5159513号明細書に示されている。

【0003】 図1及び図2はAMRヘッド素子構造の概略図である。AMRヘッドの最適動作のためにはAMR効果を示す強磁性体層3（AMR材料）に対して2つのバイアス磁界が必要とされる。1つのバイアス磁界はAMR材料の抵抗変化を磁気媒体からの磁束に対して線形応答させるためであり、このバイアス磁界は磁気媒体の面に対して垂直（図中Z方向）であり、AMR材料の膜面に対して平行である。通常このバイアス磁界は横バイアスと呼ばれ、AMR材料の近傍に電気絶縁層2を介して成膜された軟磁性材料1を配置し、検出電流を伝導層5からMR素子に流すことにより得ることができる。

【0004】 もう1つのバイアス磁界は通常縦バイアス磁界と呼ばれ、磁気媒体とAMR材料3の膜面に対して平行（図中X方向）に印加される。縦バイアス磁界の目的はAMR材料3が多数の磁区を形成することによって生じるバルクハウゼンノイズを抑制すること、すなわち、磁気媒体からこの磁束に対してノイズのないスムーズな抵抗変化にするためである。

【0005】 バルクハウゼンノイズを抑制するためにはAMR材料3を単磁区化することが必要であり、そのための縦バイアスの印加方法には2通りがある。1つはAMR材料3の両脇に磁石6を配置し磁石6からの漏れ磁束を利用する方法であり、もう1つは反強磁性体層4との接触界面で生じる交換異方性磁界を利用する方法である。

【0006】 一方、図3、図4に示すように、Spin-Valveヘッドの最適動作のためにはFree磁性層7/非磁性中間層8/Pinned磁性層9のサンドイッチ構造において、Free磁性層7にはトラック方向（図中X方向）のバイアスを印加し単磁区化した状態でトラック方向に磁化を向けさせ、Pinned磁性層9の磁化方向は図中Z方向、すなわちFree磁性層7の磁化方向と直交する方向にバイアスを印加し単磁区化した状態で図中Z方向に向けさせておく必要がある。磁

気媒体からの磁束（図中Z方向）によりPinned磁性層9の磁化方向は変化してはならず、Free磁性層7の方向がPinned磁性層9の磁化方向に関して $90 \pm \theta$ 度の範囲で変化することにより磁気抵抗効果の線形応答性が得られる。

【0007】 Pinned磁性層9の磁化方向を図中Z方向に固定させるためには比較的大きなバイアス磁界が必要であり、バイアス磁界は大きければ大きいほど良いことになる。図中Z方向の反磁界に打ち勝ち、磁気媒体からの磁束により磁化方向が揺らがないためには少なくとも1000eのバイアス磁界が必要である。

【0008】 このバイアス磁界を得るための方法として通常Pinned磁性層9に反磁性層10を接することにより生じる交換異方性磁界を利用する方法がある。

【0009】 Free磁性層7に印加するバイアスは線形応答性を確保するためと、多数の磁区を形成することから生じるバルクハウゼンノイズを抑制するためであり、AMRヘッドにおける縦バイアスと同様の方法、即ちFree磁性層7の両脇に磁石11を配置し磁石11からの漏れ磁束を利用する方法と反強磁性体層13との接触界面で生じる交換異方性磁界を利用する方法が通常用いられる。

【0010】 以上のように、AMRヘッドの縦バイアス、Spin-ValveヘッドのPinned磁性層のバイアスとFree磁性層のバイアスに反強磁性膜との接触界面で生じる交換異方性磁界を利用することにより線形応答性が良くバルクハウゼンノイズを抑制した磁気抵抗効果型ヘッドが実現できる。

【0011】 交換異方性磁界は強磁性膜と反強磁性膜との接触界面における双方の磁気モーメント間の交換相互作用に起因する現象であり、強磁性体層例えばNiFe膜との交換異方性磁界を生じる反強磁性膜としてはFeMn膜が良く知られている。しかしながら、FeMn膜は耐食性が著しく悪く、磁気ヘッド製造工程及び磁気ヘッド作動中に腐食が発生進行し交換異方性磁界が大きく劣化してしまう問題と磁気媒体を破損してしまう問題がある。また磁気ヘッド作動中のFeMn膜近傍の温度は検出電流による発熱で約120°Cまで上昇することが知られているが、FeMn膜による交換異方性磁界は温度変化に対する敏感であり、約150°Cの温度で消失（ブロッキング温度：Tb）するまで温度に対してほぼ直線的に交換異方性磁界が減少してしまうため、安定した交換異方性磁界が得られない問題がある。

【0012】 FeMn膜の耐食性とブロッキング温度を改善した発明として例えば特開平6-76247号公報に示されている面心正方晶構造を有するNiMn合金またはNiMnCr合金があるが、NiMn膜の耐食性はFeMn膜の耐食性よりは良いものの実用上不十分である。NiMnCr膜はNiMn膜の耐食性を向上させるためにCrを添加した合金であるが、Cr添加で耐食性

は向上するものの交換異方性磁界の大きさとブロッキング温度が低下してしまう問題がある。

【0013】また、NiMn合金またはNiMnCr合金において交換異方性磁界を得るためには反強磁性膜の一部に面心正方晶(fct)構造を有するCuAg-Iタイプの規則構造結晶を形成しなければならず規則-不規則変態の制御や規則相、不規則相の体積比率の制御が当然必要となるため、安定した特性を得るためには磁気ヘッド製造工程における工程制御と管理が大変複雑にならざるを得ない。また必要とされる交換異方性磁界を得るためには磁界中熱処理を複数回繰り返さなければならないことと降温速度を緩やか、例えば255°Cから45°Cまで17HR( Appl. Phys. Lett. 65(9), 29 August 1994)の時間をかけないといけないことも製造工程上問題となる。

【0014】またFeMn膜のブロッキング温度を改善する発明としてNiFe/FeMn積層膜を260°C~350°Cの温度で20HR~50HRの熱処理を行い、熱処理による拡散でNiFe/FeMn界面にNi-Fe-Mn3元合金層を形成する方法が米国特許第4809109号明細書に示されているが、FeMn膜の最大問題点である耐食性の向上には効果のないことが簡単に理解できると共に、必要な熱処理時間が20HR~50HRと非常に長いことが製造工程上問題となってくる。

【0015】また、既存出版物例えば朝倉書店発行の「磁性体ハンドブック」には反強磁性体材料としてMn系合金例えばNiMn、PdMn、AuMn、PtMn、RhMn3等の材料が示されているが、強磁性膜と接触界面における交換異方性磁界についてのコメントは皆無であり、更に膜厚が数100オングストロームといった極薄膜における反強磁性膜自身の特性や交換異方性磁界に関しては全く不明である。

【0016】

【発明が解決しようとする課題】本発明の第1の目的は耐食性に優れ且つ極薄膜において必要十分な交換異方性磁界を印加することができる反強磁性体膜を提供することにより、線形応答性に優れバルクハウゼンノイズを抑制した磁気抵抗効果型ヘッド(MRヘッド)を提供することである。

【0017】第2の目的は交換異方性磁界の温度依存性を緩慢にし、ブロッキング温度が高い反強磁性膜を提供することにより、線形応答性に優れバルクハウゼンノイズを抑制したMRヘッドを提供することである。

【0018】第3の目的は上述したような諸特性を得るための熱処理工程が通常のMRヘッド製造工程で使用されている温度と時間、降温速度において実現できる反強磁性膜を提供することにより、線形応答性に優れバルクハウゼンノイズを抑制したMRヘッドを提供することである。

【0019】

【問題を解決するための手段】本発明は磁気抵抗効果読み取りヘッドにおいて、磁気抵抗効果が磁気媒体からの磁束に対して線形応答しバルクハウゼンノイズを抑制するために、磁気抵抗効果を示す強磁性体膜に直接接した反強磁性体膜により必要十分なバイアス磁界を印加するものであり、この反強磁性体膜はPtMn合金であり、PtMn反強磁性体膜と直接接する強磁性体膜を成膜した後、200°C~350°Cの温度において熱処理を行い、PtMn反強磁性体膜と直接接する強磁性体膜との界面において所定の相互拡散層を形成し交換異方性磁界を生じさせることを特徴とするものである。

【0020】この熱処理は通常の磁気抵抗効果型ヘッド製造工程で施される熱処理と同等の温度、保持時間、昇降温速度により達成できるものであり、極めて現実的な熱処理方法である。

【0021】またPtMn合金はFeMnやNiMn、NiMnCr合金に比べ耐食性が極めて優れており、磁気抵抗効果型ヘッド製造工程における各種の溶剤や洗浄剤においても腐食が全く進行せず、過酷な環境下での磁気抵抗効果型ヘッドの動作においても化学的に安定である。

【0022】またPtMn反強磁性体膜と直接接する強磁性体膜との界面において所定の相互拡散層を形成して得られた交換異方性磁界はFeMn反強磁性体膜による交換異方性磁界に比べ熱的に極めて安定であり、磁気抵抗効果型ヘッドの作動温度である室温から120°Cの温度範囲において一定の大きさの交換異方性磁界を示すことができるためバイアス磁界がヘッド作動温度範囲内で極めて安定することが特徴である。更に交換異方性磁界が消失する温度もFeMn合金の150°Cに対して380°Cと極めて高いため、磁気抵抗効果型ヘッド製造工程及び磁気抵抗効果型ヘッド作動時において交換異方性磁界が極めて安定である。

【0023】またPtMn合金は直接接する強磁性体膜の上下どちらの界面でも交換異方性磁界を示すことができると共に、FeMnで交換異方性磁界を得るために必要とされている結晶配向を整える下地膜例えばTa膜がなくとも交換異方性磁界が得られるため、従来反強磁性膜の使用法により制約を受け実現できなかった素子構造が可能になる。

【0024】また、強磁性体膜とPtMn反強磁性体膜の成膜をDCマグネトロンスパッタ法により実施し、前記強磁性体膜の膜厚を薄くすることによって、大きな交換異方性磁界を得ることができるとともに、アニール工程の熱処理温度をUVキュア工程およびハードベイク工程での温度まで低下させることができる。

【0025】

【発明の実施の形態】図5から図22に本発明で得られた交換異方性磁界に関する第1の実施形態を示す。Pt

Mn反強磁性体膜と直接接する強磁性体膜との界面において所定の相互拡散層を形成して得られた交換異方性磁界は図1のAMRヘッドにおける縦バイアス、図3のSpin-ValveヘッドにおけるPinned磁性層9のバイアス及び図4のFree磁性層7のバイアスとPinned磁性層9のバイアスすべてに用いることができるものである。

【0026】成膜はRF (Radio Frequency) コンベンショナルスパッタにより行った。基板は間接水冷であり積極的な加熱は行っていない。8" φサイズのNi80Fe20、Co、Ta、Mn、Ni47Mn53原子%のターゲットを用い、PtMn膜の膜組成はMnターゲットに10mm角のPtペレットを適宜配置し調整を行った。またNiMnCr膜の膜組成はNi47Mn53ターゲットに10mm角のCrとMnのペレットを適宜配置し調整を行った。膜組成はSi基板に膜厚約2μmを成膜し、XMA (X線マイクロアナライザ) で分析した。磁気特性測定と耐食性試験の基板にはガラス基板を用いた。スパッタ投入電力は全て100W、スパッタガス圧は全て1mTorrで行い、ガラス基板上に各ターゲットによる膜を1層ずつ順次積層していった。成膜中にガラス基板の両脇に配置した1対の磁石により約500eの一方方向の磁界を印加した。

【0027】熱処理は $5 \times 10^{-6}$ Torr以下の真空中で行い、約1000Oeの一方方向の磁界を印加した。熱処理の昇降温速度は所定の温度までの昇温、所定の温度から室温までの降温を各々3時間に固定した。熱処理所定温度は200°C~350°Cまで変化させ、所定温度での保持時間は4時間~20時間の範囲で行った。PtMn反強磁性膜とNiFe強磁性膜との直接接する界面における相互拡散の分析はオージェ電子線分析によるデプスプロファイルにより行った。また膜構造の解析をCo管球を用いたX線回折により行った。交換異方性磁界の測定は通常行われているM-Hループのシフト量から求めた。

【0028】図5はPtMn膜の膜組成をPt量0~60原子% (at%) まで変化させたときの成膜直後の状態 (as depo.) と270°Cで9時間熱処理後の交換異方性磁界 (Hex) の測定値である。膜構成はGlass/Ta (100Å)/NiFe (50Å)/PtMn (200Å)/Ta (100Å) である。前記Aはオングストロームを表す。

【0029】Glass上にTaを成膜した理由はGlass上の成分とNiFe膜が熱処理により相互拡散することを防ぐためである。as depo. の状態ではPt量が0~21at%の範囲でHexが生じるがPt量が21at%以上になると実質的に観測できるHexは生じない。しかしながら、熱処理後はPt量が0~54at%の組成範囲全般に亘りHexが生じ、特にPt量が36~54at%の組成はas depo. では観

測されなかったHexが熱処理によって生じるようになり、その値も200Oeを越える大きな値にある。Pt量が0~21at%の組成もas depo. の値に比べ熱処理後の方が交換異方性磁界が大きくなっている。

【0030】図6は、Pt量が44~54at%の膜に関して熱処理温度を変化させたときのHexの変化である。熱処理温度での保持時間は200°C、230°C、270°Cが9時間、250°Cが20時間、290°C、330°C、350°Cが4時間であり、熱処理温度までの昇温時間は3時間、降温時間も3時間である。膜構成はGlass/Ta (100Å)/NiFe (75Å)/PtMn (200Å)/Ta (100Å) である。200°C未満の熱処理では実質的なHexは観測されないが、200°C以上の熱処理ではHexは観測され初め、230°C以上の温度での熱処理によりHexは急激に生じるようになり、特にPt量が44~51at%の膜は200Oe以上の大きな値を示すようになる。

【0031】図7及び図8はHexとその時の保磁力 (Hc) の熱処理温度、保持時間依存性をより詳細に調べた結果である。膜構成はGlass/Ta (100Å)/NiFe (50Å)/PtMn (200Å)/Ta (100Å) であり、PtMnの膜組成はPt47Mn53at%である。250°Cと270°Cに着目してみると、保持時間の長い方がHexの値が大きくなっていることが分かる。

【0032】また250°Cで20時間と270°Cで9時間、290°Cで4時間の比較から分かるように、高温になるほど保持時間が短くなっているにもかかわらずHexの値は同等か保持時間の短い高温熱処理の方が大きくなっていることが分かる。

【0033】HcはHexとほぼ同様の温度依存傾向を示し、その値もHexとほぼ同等である。即ちこの時のM-Hループの形は中心がHexだけH軸の一方方向にシフトし保磁力がほぼシフト量と同じ大きさを持つ形である。AMRあるいはSpin-Valveでの交換異方性バイアスを考えた場合、HexとHcが共に大きいことはそれだけバイアス量が大きく且つ安定するのでHex、Hcが共に大きいことは好ましいことである。

【0034】さて、交換異方性磁界は強磁性膜と反強磁性膜の界面における磁性原子同士の交換相互作用が起源になっている物理現象であるが、Hexの大きさが保持時間が長く且つその時の温度が高いほど大きくなることは、熱処理によって交換異方性磁界を生成するNiFe膜とPtMn膜の界面になんらかの物理的な変化が与えられ、その物理的な変化が温度が高く保持時間が長いほど大きくなることを示唆している。この物理的な変化、メカニズムに関しては詳しく後述する。

【0035】図9はPtMn膜の膜厚を変化させたときのHexと熱処理温度の関係である。保持時間は200

°C、230°C、250°Cが9時間、270°C、290°C、330°Cが4時間であり、昇降温時間は各々3時間である。膜構成はGlass/Ta(100Å)/NiFe(75Å)/PtMn(XÅ)/Ta(100Å)であり、PtMnの膜組成はPt49Mn51at%である。PtMnの膜厚が100、200、300Åと厚くなるにしたがいHexは大きくなり、且つHexが生じ始める熱処理温度も低温にシフトする特徴が見受けられる。膜厚依存性を更により詳しく調べた結果が図10、図11、図12である。

【0036】図10の膜構成はGlass/Ta(100Å)/NiFe(XÅ)/PtMn(300Å)/Ta(100Å)であり、PtMnの膜組成はPt49Mn51at%であり、熱処理温度を250°C、270°C、290°C、330°Cと変化させている。

【0037】図11の膜構成はGlass/Ta(100Å)/NiFe(XÅ)/PtMn(200Å)/Ta(100Å)であり、PtMnの膜組成は同じくPt49Mn51at%であり、図9と同様の熱処理を施してある。

【0038】図12の膜構成はPtMnとNiFeの膜厚を同時に変化させており、Glass/Ta(100Å)/NiFe(XÅ)/PtMn(XÅ)/Ta(100Å)の膜構成で、PtMnの膜組成は図9、図10と同じくPt49Mn51at%である。熱処理は290°Cで4時間保持で行った。図9、図10、図11とも熱処理の昇降温時間は各々3時間である。

【0039】図9、図10、図11、図12の結果、Hexの大きさはNiFeの膜厚が薄くなるほど大きくなり、PtMnの膜厚が厚くなるほど大きくなることから、PtMnの膜厚に関しては100Å~300Åの範囲で膜厚依存性が顕著であるが、膜厚が300Å~500Åの範囲では膜厚依存性があまりみられない(図12)。従って、PtMnの膜厚は300Åあれば十分であることが分かる。

【0040】一方、NiFeの膜厚に関してはHexと膜厚がほぼ反比例の関係になっていることが分かる。これはPtMn膜とNiFe膜の界面における磁性原子同士の交換相が作用による交換結合エネルギーがNiFe膜厚に依存していないことを示しており、従来のFeMn膜/NiFe膜におけるNiFe膜の膜厚依存性と同じである。

【0041】次に強磁性体膜をNiFeからCoに変えたときのHexの変化を調べた結果を示す。Spinner-ValveヘッドのPinned磁性層にはNiFe膜を用いるよりもCo膜を用いた方が磁気抵抗変化率が大きくできることが実験的にも理論的にも既に示されており、Pinned磁性層にCoを用いる可能性が高いため、Coとの交換異方性磁界に関しても大きいことが望まれる。

【0042】図13の膜構成はGlass/Ta(100Å)/NiFeまたはCo(XÅ)/PtMn(200Å)/Ta(100Å)であり、PtMnの膜組成はPt49Mn51at%で、熱処理は290°Cで4時間保持で、昇降温時間は各々3時間である。強磁性体膜をCoに変えてもNiFe膜とほぼ同等のHexが得られた。この結果から強磁性体膜にNiFeCo3元合金膜を用いても同様のHexが得られることが簡単に推測できる。

10 【0043】以上、PtMn膜と強磁性体膜の交換異方性磁界に関してPtMn膜の膜組成依存性、熱処理温度依存性、熱処理保持時間依存性、PtMn膜厚依存性、強磁性体膜厚依存性に関して詳しく調べ、PtMn合金と直接接する強磁性体膜において膜厚が50~300Åと云った超薄膜において、200°C~350°Cの熱処理を施すことにより大きな交換異方性磁界が得られることを示してきた。

【0044】次に、本発明が解決しようとしているその他の課題である交換異方性磁界の熱的安定性と反強磁性体PtMn膜の高耐食性、特にNiMn、NiMnCr膜との耐食性の比較に関して実施例を示す。そして、最後にNiMn、NiMnCr反強磁性体膜によって得られる交換異方性磁界とPtMn反強磁性体膜によって得られる交換異方性磁界とのメカニズムの相違点と類似点に関しての実施例を示す。

20 【0045】図14はHex、Hcの温度特性を調べた結果である。膜構成はGlass/Ta(100Å)/NiFe(200Å)/PtMn(300Å)/Ta(100Å)であり、PtMnの膜組成はPt46Mn54at%で、熱処理は260°Cで20時間保持で、昇降温時間は各々3時間のサンプルである。測定は振動式磁力計(VSM)において真空度 $5 \times 10^{-5}$ Torr以下の状態でサンプルを室温から徐々に加熱しながらM-Hカーブを測定した。測定時の昇温速度は20°C/20分である。

【0046】室温でのHexは90Oe得られておりこの値は従来のFeMn膜によるHexの約1.5倍ほどの値である。Hexが消失する温度(Tb:ブロッキング温度)は380°CでありFeMn膜のTb=160°Cよりもはるかに高い値である。また磁気ヘッドが動作しているときの磁気抵抗効果膜周辺の温度は室温~約120°Cの範囲に及ぶことが知られているが、この温度範囲においてPtMn膜によるHexはほぼフラットな値を示し、FeMn膜のHexが室温~120°Cの温度範囲で温度と共に減少していく傾向とは明らかに異なる。HexとTbが大きく且つ磁気抵抗効果型ヘッド動作温度域においてHexの値がフラットであることはバイアス磁界の熱的安定性につながるため大変好ましいことであり、FeMn膜の問題点を大きく克服している。



【0047】さて、今までの実施例の膜構成は全てGlass/Ta/強磁性体膜(NiFeまたはCo)/PtMn/Taであったが、強磁性体膜とPtMn膜の成膜順序を入れ替えた場合とTa下地膜をなくした場合の実施例を次に示す。

【0048】図15はGlass/Ta/NiFe/PtMn、Glass/NiFe/PtMn/Ta、Glass/Ta/PtMn/NiFe/Ta、Glass/PtMn/NiFe/Ta、の4通りの膜構成におけるHexの比較である。最上層のTaは熱処理中の表面酸化を防ぐために設けたものであり、Hexの積層順序依存性には影響を与えていない。NiFe膜厚は200、300、400Åと変化させてあり、PtMn膜は300Åである。PtMnの膜組成はPt49Mn51at%、熱処理は270°Cで9時間保持、昇降温時間は各々3時間である。

【0049】Hexの値は積層順序によって多少の変化があるものの全ての積層順序において良好な大きさのHexが得られている。従来のFeMnにおいては反強磁性体相である $\gamma$ -FeMn相の生成が交換異方性磁界の発現につながっており、結晶配向と結晶相を整える下地Ta膜の有無によってHexに大きな違いが現れることが知られている。即ち、FeMn膜の場合下地に格子定数を調整する膜を敷かなければHexが得られず、またFeMn膜を最初に成膜しその後NiFe膜を成膜したのではHexが得られない制約がありこの制約により素子構造が制約を受けていたわけであるが、PtMn膜によるHexにはこのような制約がないため大変使い易く、従来不可能であった素子構造も可能にできる膜であることが分かる。

【0050】また図16は図15と同様の膜構成、膜厚、熱処理条件においてPtMn膜をNiMn膜で置き換えたときの実験結果である。NiMnの膜構成はNi49Mn51at%である。NiMn膜に特徴的なことはHexの積層順序依存性がPtMn膜よりもFeMn膜に似ていること、即ち下地Taの有無でHexに大きな違いが現れることである。これらのことはNiMn膜とPtMn膜において交換異方性磁界の生じるメカニズムが多少異なっていることを示唆している。

【0051】さて次に、PtMn膜と直接接する強磁性体膜との界面において適度の熱処理を施すことにより交換異方性磁界が熱処理の有無により大きく異なる理由に関する考察を裏付ける実施例と共に説明する。理由に関してはいくつかの要因が推測されるが、その1つは既存出版物例えば「磁性体ハンドブック」等で既に知られているPtMn規則相(CuAu-Iタイプ)の形成であり、もう1つは交換異方性磁界が働く界面状態の変化、即ちPtMn膜と強磁性体膜との界面における相互拡散層の形成が考えられる。

【0052】図20、図21は熱処理前後の相互拡散状

況をオージェ電子分光法デプスプロファイル(AES)により調べた結果である。as depo. の膜構成はGlass/Al-O(アルミナ)(100Å)/Ta(80Å)/NiFe(200Å)/PtMn(200Å)/Ta(80Å)であり、PtMnの膜組成はPt47Mn53at%で、熱処理は290°Cで4時間保持である。図20のas depo. 状態のサンプルではAESの分解能以上の明らかな拡散は観測されていないが、図21の熱処理後のサンプルではPtMn膜とNiFe膜との界面において明らかな相互拡散が認められる。即ちPtMnのPtとMn特にMnがNiFe膜側に拡散し、NiFe膜のNiとFeがPtMn側に拡散している。拡散距離は膜厚が200Åであることから推測すると100Å弱程度である。

【0053】交換異方性磁界は反強磁性膜と強磁性膜の界面における双方の磁性原子同士の交換相互作用が物理的な起源であることを考えると、熱処理によって形成されたこの相互拡散層は双方の磁性原子同士の交換相互作用が働いている領域そのものであり、相互拡散層を介してPtMn反強磁性膜とNiFe強磁性膜との交換異方性磁界が働いていることになる。PtMn膜と直接接するNiFe膜において、200°C~350°Cの熱処理を施すことにより交換異方性磁界が生じること、特に熱処理温度が高く熱処理保持時間が長いほど交換異方性磁界が大きくなることの一つの理由は熱処理温度が高く熱処理時間が長いほど相互拡散層が形成しやすくなることである。

【0054】しかしながら、相互拡散がより進行し、PtMn膜とNiFe膜が完全に拡散合ってPtMnNiFe4元合金になってしまえば交換異方性磁界が得られないことは交換相互作用のメカニズムからして確かであるので、PtMn層とNiFe層の間に適度に形成しなければならない。

【0055】交換異方性磁界の発現に関しては前述したように結晶構造の変化即ちPtMn規則相(CuAu-Iタイプ)の形成も考えられるわけであるため、熱処理前後における結晶構造の変化をX線回折により調べた。

【0056】図22はX線回折プロファイルである。膜構成はGlass/Ta(100Å)/NiFe(200Å)/PtMn(200Å)/Ta(100Å)であり、PtMnの膜組成はPt47Mn53at%で、熱処理は290°Cで4時間保持である。測定はCo管球を用い、 $\theta-2\theta$ 法により行った。

【0057】as depo. と熱処理後の相違点はfcc構造のPtMn{111}ピークと同じくfcc構造のNiMn{111}ピークのピーク強度と格子定数の変化に伴うピーク位置の若干の変化だけであり、この結果からみる限りfcc構造を示すPtMn規則相(CuAu-Iタイプ)の形成は判別できない。

【0058】次に、本発明のもう1つの大きな目的であ

る耐食性の向上に関する実験結果を示す。

【0059】図18はGlass基板にPtMn、NiMn、NiMnCr膜をそれぞれ300Å成膜したサンプルを生理食塩水と乳化剤に室温において24時間漬けた時の膜の腐食量を調べた結果である。膜組成はPtMn膜がPt47Mn53at%、NiMn膜がNi47Mn53at%、Cr添加量は5、9、13、17at%である。生理食塩水中のNaClの濃度は0.9%、乳化剤は磁気ヘッド製造工程における各種洗浄工程において使用しているものでありトリポリリン酸ソーダを含んだ溶液で、弱アルカリ性である。腐食量(%)は膜が溶液に溶け出しGlass基板が露出した面積を光学顕微鏡によって測定した。そのサンプル面積は4cm<sup>2</sup>である。

【0060】PtMn膜は生理食塩水、乳化剤ともに全く腐食が進行しなかったが、NiMnは両溶液とも100%Glass基板が露出する腐食が進行した。NiMnにCrを添加することにより確かに生理食塩水における腐食量は減少したが、乳化剤に関してはその効果はほとんどなかった。PtMn膜はNiMn、NiMnCr膜よりも耐食性が大変優れていることが分かる。耐食性を調べた膜組成において交換異方性磁界を調べた結果が図17である。

【0061】図17の膜構成はGlass/Ta(100Å)/NiFe(50または75Å)/PtMnまたはNiMnまたはNiMnCr(200Å)/Ta(100Å)であり、熱処理は270°Cで9時間保持である。PtMn膜とNiMn膜及びCrを5%、9%添加したNiMnCr膜のHexは良好な値を示したが、Cr添加量が13%、17%と多くなるにしたがいHexは減少し実用上問題となることが予想される。以上の結果により、膜の耐食性とHexの両者においてPtMn膜が優れていることが分かる。

【0062】最後に、PtMn膜の膜中Pt量が与える耐食性向上の影響を調べた結果を示す。

【0063】図19は図18と同様の膜組成サンプル、溶液において同様の耐食性試験を行った結果である。PtMn膜の耐食性を向上させている元素はPtであることが容易に理解でき、特にPt量が44at%以上になると著しく耐食性が向上することが分かる。

【0064】以上の説明において、反磁性体として主として、PtMn合金を対象としてきたが、これと同様な属性を有する、RhMn合金、RuMn合金、IrMn合金、PdMn合金においてもPtMn合金と同様な効果が期待できる。

【0065】次ぎに、前述した第1の実施形態に加えて、熱処理温度と強磁性体層の膜厚に着目した追加の第2の実施形態について、詳述する。

【0066】図23は、DCマグネトロンスパッタで成膜したPtMn膜の交換異方性磁界、NiFe膜の膜

厚、熱処理温度の関係を示す図である。図24は、DCマグネトロンスパッタで成膜したPtMn膜の交換異方性磁界、熱処理温度、強磁性体層の種類および膜厚の関係を示す図である。図25は、DCマグネトロンスパッタで成膜したPtMn膜のプロッキング温度、強磁性体層の種類および膜厚の関係を示す図である。図26は、第1実施形態と第2実施形態における磁気抵抗効果型ヘッドに必要な交換結合磁界を得るための実験条件を示す図である。

【0067】磁気抵抗効果型ヘッド(MRヘッド)に必要な十分な交換異方性磁界を発生させる反強磁性膜には、NiFe層およびPtMn層等の多層膜形成後のアニール工程(熱処理工程)を必要とする材料と、必要としない材料とがあって、例えば、図5に示すように、アニールを必要としない反強磁性膜として、Mn-X(X=白金族10~30at%)が存在する。この他にも、アニールを必要としない反強磁性膜として、FeMn、Cr-Mn-X(X=白金族0~20at%)、NiO(酸化ニッケル)が存在する。

【0068】高温での処理を行うアニール工程は、MRヘッド、特にスピンバルブ型MRヘッドにおける非磁性層(例えば、図4に示す非磁性中間層8のCu層)を隣接する上下の層に拡散させることとなつて、MRヘッドの磁気再生特性を劣化させる危険性がある。このため、アニール工程を必要とする反強磁性膜の材料を使用した場合、前述のCu層拡散の悪影響もあつて、アニール工程を必要としない反強磁性膜よりもこの点で不利であつた。本発明の第1の実施形態におけるPt36~54Mn46~94原子%のPtMn膜においても、Cu層拡散の不利な点は存在していたのである。もっとも、発生される交換異方性磁界の強さについてはこの際は議論の対象としてはいない。

【0069】ところで、MRヘッドの製造工程においては、公知のUVキュア工程(紫外線硬化工程)およびハードベイク工程が必須の製造工程であり、これらの工程においては約250°Cの温度に加熱されるため、例えばアニール工程を必要としない反磁性材料を使用したとしても、前記250°Cの加熱温度により、MRヘッドの磁気再生特性はこの工程において劣化するのである。

逆により、アニール工程を必要とする反磁性材料を使用したとき、前記アニール温度を250°C以下に抑えることができれば、UVキュア工程およびハードベイク工程での必要最小限度のダメージ範囲内に納めることができ、結果として、アニール工程を必要としない反強磁性膜と同等のダメージで済ませることができるのである。

【0070】本発明の第2実施形態においては、アニール工程を必要とする反強磁性膜を形成するのに、RFコンベンショナルスパッタに代えて、DCマグネトロンスパッタ法を採用し、強磁性膜の膜厚を薄く形成することを特徴とするものであり、これにより、より強い交換異



方性磁界を得て、更にアニール工程での熱処理温度を250°C以下の例えば、210°Cとすることができるものである。

【0071】本発明の第2実施形態のデータを得るための実験条件を、第1実施形態の実験条件と併記して、図26に示す。ここにおいて、アニール工程を必要とする反強磁性膜としてはPt48Mn52（図5、図6に示すように典型的な組成例）を用い、他の条件を第1実施形態と略同一にして、その成膜方法としてDCマグネトロンスパッタ法を採用した。

【0072】図23によれば、DCマグネトロンスパッタ法を用い、強磁性膜としてNiFe、反強磁性膜としてPt48Mn52、を採用し、NiFe膜厚を200オングストロームの厚さから15オングストローム程度までの薄さにしたときの交換異方性磁界の強さを求めたものであり、その際、熱処理温度を250°C、230°C、210°C、190°C、as depo.、をパラメータとしたものである。図10、図11で実測したNiFe膜厚は50オングストロームまでであったのをこれ以下の15オングストロームの薄さまで実験した。

【0073】この結果、図8に示す360Oeの交換異方性磁界の強さが750Oeまでに強くなった。この実験結果によると、NiFeの膜厚を薄くする程強い交換異方性磁界を得ることができるが、5オングストロームの薄さは、下地膜上に均一なNiFe膜が形成可能で且つ交換異方性磁界が得られることのできる限界値であって、これ以下の薄さにすると膜にピンホール（細孔）が発生するおそれもあるので5オングストローム以下にすることはできない。

【0074】したがって、NiFeの膜厚は、交換異方性磁界の強さを勘案すると、15~100オングストロームが一般的に好ましく、15~30オングストロームの膜厚で最も強い交換異方性磁界を得られることが分かる（DCマグネトロンスパッタ法の採用を前提として）。更に、アニール工程の熱処理温度は高い方が交換異方性磁界の強さは大きくなるが、210°C程度に低くしてもその交換異方性磁界の強さにそれ程の低下をもたらさないことも分かった。

【0075】図24によれば、DCマグネトロンスパッタ法を用い、強磁性膜の種類とその膜厚として、NiFe40オングストローム、Co40オングストローム、NiFe200オングストローム、Co200オングストローム、の4種類のものを用い、反強磁性膜としてPt48Mn52を採用したときの交換異方性磁界の強さを実測したものである。

【0076】これによると、強磁性膜の種類の違い（NiFeとCoの違い）よりも（強磁性膜としてのNiFeもCoもほぼ同様な交換異方性磁界を得ることができる）その膜厚の違いの方が、交換異方性磁界の強さに影

響を与えるのであり、この実験結果によると、強磁性膜としてはその膜厚が薄い方が強い交換異方性磁界を得ることができる。また、前述したUVキュア工程およびハードベイク工程の250°Cよりも低い温度である210°Cから交換異方性磁界が得られることが分かる。

【0077】更に、図24によれば、アニール工程での熱処理温度を種々変えた場合の交換異方性磁界の強さを求めていて、これによれば、250°C近辺で交換異方性磁界の強さのピーク傾向が現れている。これは、図6に示す第1実施形態における、250°Cでの磁界増加傾向とは、明らかな傾向の違いを表しており、前述したUVキュア工程およびハードベイク工程の250°Cを越えるアニール温度を施すことの必要性がないことを示すものである。

【0078】換言すると、図6の第1実施形態によれば、アニール工程での熱処理温度を350°Cにまで高めた方が交換異方性磁界を強めることができるが、これに反して、350°Cにまで高くすれば前述したCu層拡散による再生特性劣化という不利な点が現れる。

【0079】一方、MRヘッドを製造する他の工程（UVキュア工程およびハードベイク工程）において250°Cの加熱温度が要請されているのでこの250°C以内の温度でアニール工程が適宜に処理できれば望ましいこととなるのである。図24の第2実施形態によれば、250°Cで交換異方性磁界の強さがピーク傾向となるから、熱処理温度を250°C以上に高める必要はないという効果を奏する（DCマグネトロンスパッタ法の採用を前提として）。

【0080】図25によれば、DCマグネトロンスパッタで成膜したPtMn積層膜のブロッキング温度を、強磁性膜の種類とその膜厚に関連して示した図であり、強磁性膜がNiFeでもCoでも同様に略380°Cという高いブロッキング温度を示している。また、NiFeとCoとの比較では、20°Cから320°Cの温度範囲内でNiFeの方がより強い交換異方性磁界を得られ、この点でNiFeの方が好ましいことが分かる。

【0081】

【発明の効果】本発明によって、大きな交換異方性磁界を有し、交換異方性磁界の温度特性も良好であり、耐食性にも大変優れた材料が提供され、本発明による交換異方性磁界を利用したバイアス磁界によって磁気抵抗効果の線形応答性に優れ、パルクハウゼンノイズを抑制できる磁気抵抗効果型読み取りヘッドが提供できる。

【0082】本発明の第2実施形態によれば、DCマグネトロンスパッタ法により成膜した反強磁性層であるPtMn膜を使用し、強磁性層を薄く形成することにより、より強い交換異方性磁界を得ることができるとともにアニール工程の熱処理温度を低下でき、且つブロッキング温度を比較的高く、耐食性に優れた反強磁性膜を提供することができる。

【0083】また、DCマグネトロンスパッタ法により成膜した反強磁性層であるPtMn膜を使用し、強磁性層を薄く形成することにより、UVキュア工程およびハードベイク工程（MRヘッドを製造する必須工程）における250°C近辺でのアニール工程の熱処理温度において、交換異方性磁界のピーク値を得ることができるので、アニールを必要としない反強磁性材料を用いたときの再生特性劣化と同等に抑えることができる。

【0084】更に、従来、強磁性層を薄く形成するとブロッキング温度が低くなる傾向であったが、DCマグネ

10 トロンスパッタ法により成膜した反強磁性層であるPtMn膜を使用することにより、強磁性層を薄く形成しても、大きなブロッキング温度を確保できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】AMRヘッドにおけるバイアス磁界の説明図である。

【図2】AMRヘッドにおけるバイアス磁界の説明図である。

【図3】Spin-Valveヘッドにおけるバイアス磁界の説明図である。

【図4】Spin-Valveヘッドにおけるバイアス磁界の説明図である。

【図5】PtMn膜の膜組成と交換異方性磁界の関係を示す図である。

【図6】PtMn膜の膜組成、熱処理温度と交換異方性磁界の関係を示す図である。

【図7】PtMn膜の熱処理温度、保持時間と交換異方性磁界の関係を示す図である。

【図8】PtMn膜の熱処理温度、保持時間と保磁力の関係を示す図である。

【図9】PtMn膜の膜厚、熱処理温度と交換異方性磁界の関係を示す図である。

【図10】NiFe膜の膜厚、熱処理温度、保持時間と交換異方性磁界の関係を示す図である。

【図11】NiFe膜の膜厚、熱処理温度、保持時間と交換異方性磁界の関係を示す図である。

【図12】PtMn膜の膜厚、NiFe膜の膜厚、熱処理温度、保持時間と交換異方性磁界の関係を示す図である。

【図13】NiFe膜とCo膜の交換異方性磁界の比較を示す図である。

【図14】交換異方性磁界と測定温度の関係を示す図である。

【図15】積層順序を変えたとき、下地Ta膜の有無

におけるPtMn膜による交換異方性磁界の比較を示す図である。

【図16】積層順序を変えたとき、下地Ta膜の有無におけるNiMn膜による交換異方性磁界の比較を示す図である。

【図17】PtMn、NiMn、NiMnCr膜による交換異方性磁界の比較を示す図である。

【図18】PtMn、NiMn、NiMnCr膜の耐食性の比較を示す図である。

【図19】PtMn膜の膜組成と耐食性の関係を示す図である。

【図20】オージェ電子分光法デプスプロファイルによるas de po. 状態の界面拡散状況を示す図である。

【図21】オージェ電子分光法デプスプロファイルによる熱処理後の界面拡散状況を示す図である。

【図22】X線回折プロファイルによる膜構造の解析結果を示す図である。

【図23】DCマグネトロンスパッタで成膜したPtMn膜の交換異方性磁界、NiFe膜の膜厚、熱処理温度の関係を示す図である。

【図24】DCマグネトロンスパッタで成膜したPtMn膜の交換異方性磁界、熱処理温度、強磁性体層の種類および膜厚の関係を示す図である。

【図25】DCマグネトロンスパッタで成膜したPtMn膜のブロッキング温度、強磁性体層の種類および膜厚の関係を示す図である。

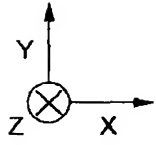
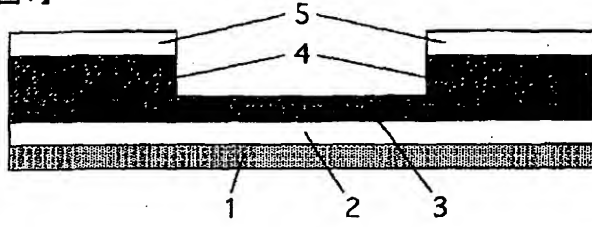
【図26】第1実施形態と第2実施形態における磁気抵抗効果型ヘッドに必要な交換異方性磁界を得るための実験条件を示す図である。

【符号の説明】

- 1 軟磁性材料層
- 2 電気絶縁層
- 3 強磁性体層
- 4 反磁性体層
- 5 伝導層
- 6 磁石
- 7 Free磁性層
- 8 非磁性中間層
- 9 Pinned磁性層
- 10 反強磁性層
- 11 磁石
- 13 反強磁性層

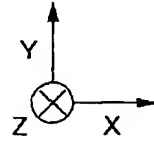
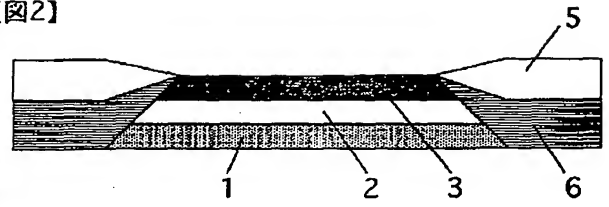
【図1】

【図1】



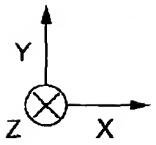
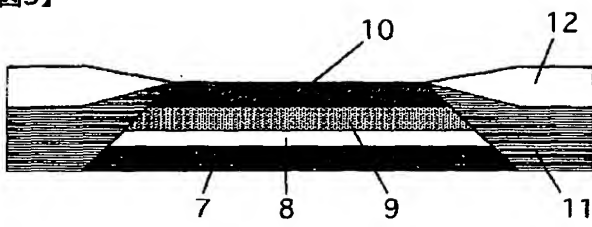
【図2】

【図2】



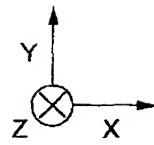
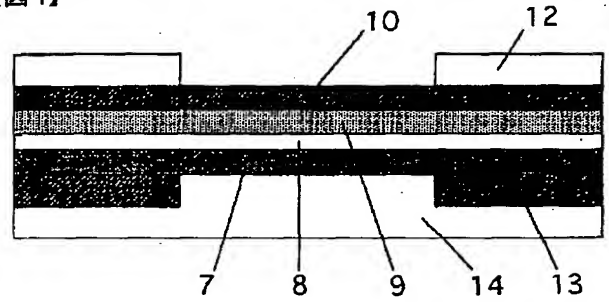
【図3】

【図3】

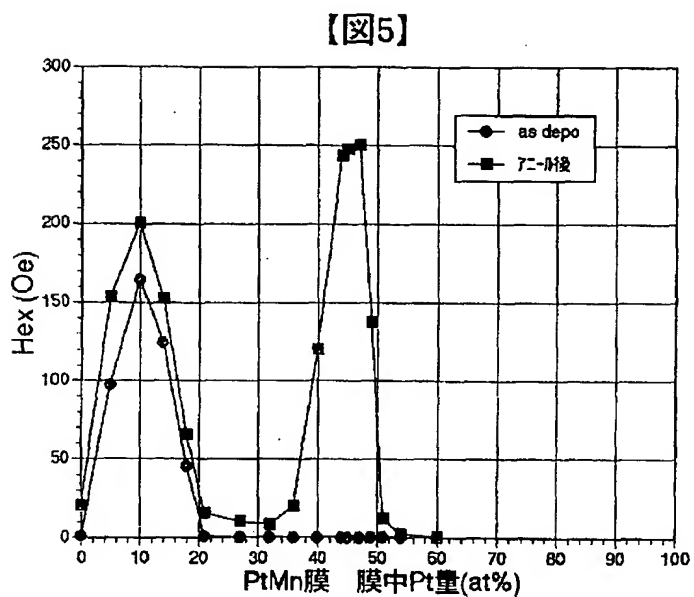


【図4】

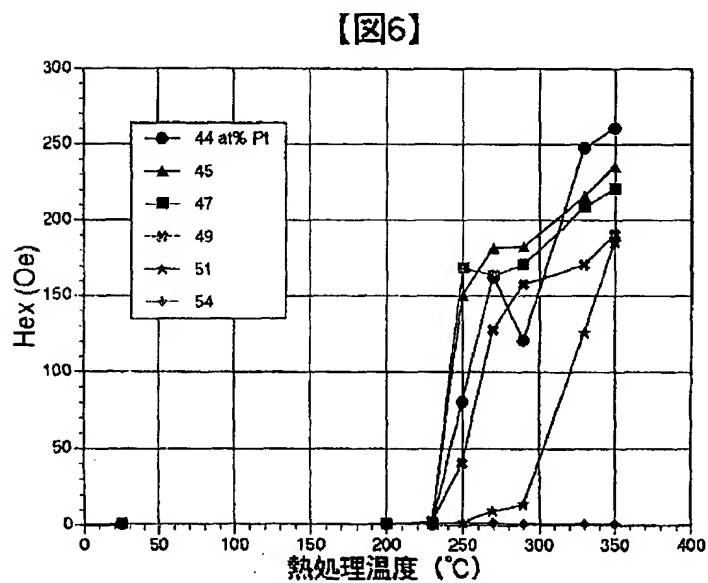
【図4】



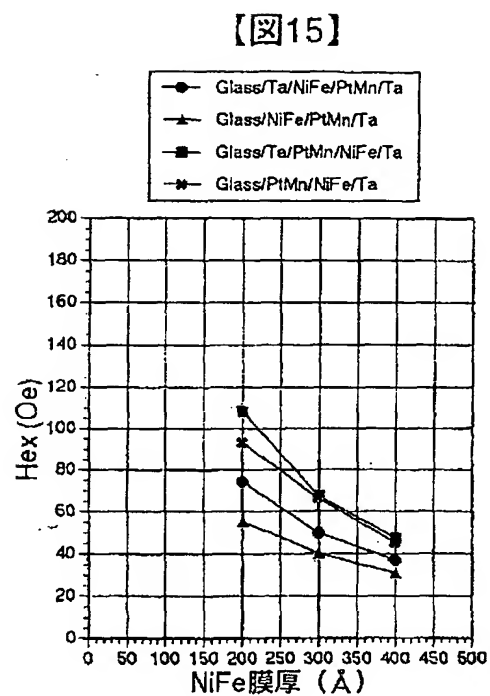
【図5】



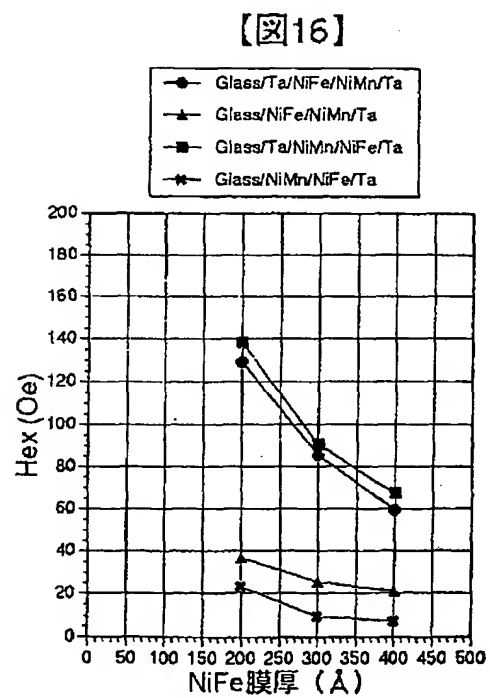
【図6】



【図15】

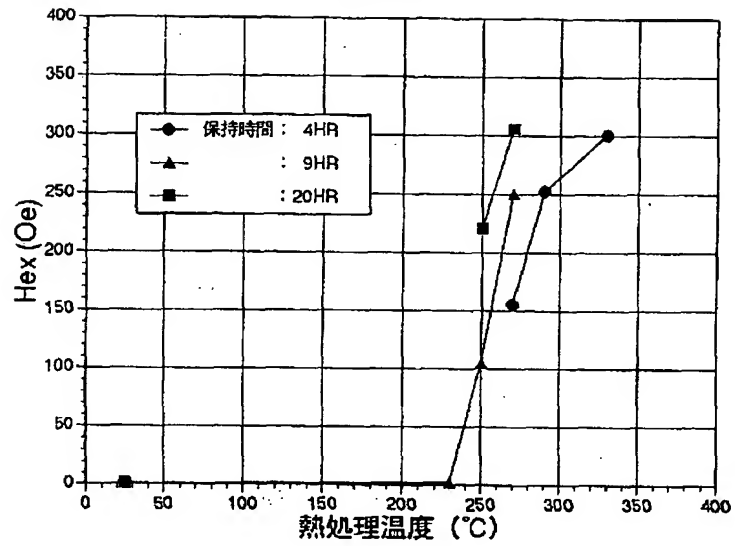


【図16】



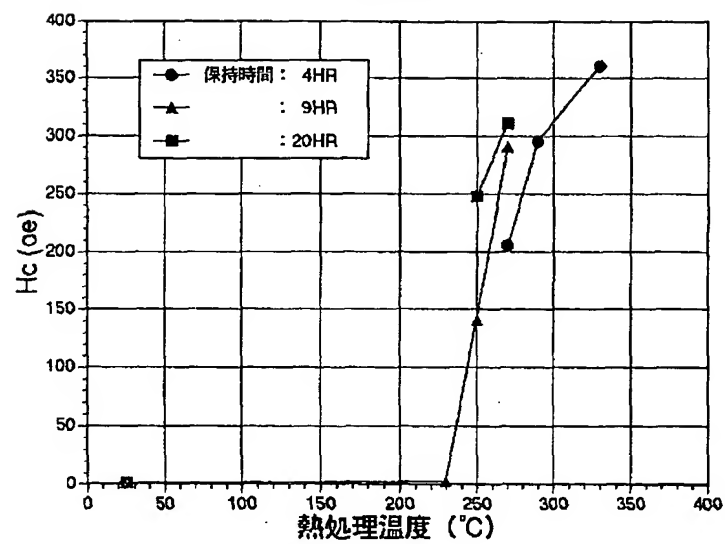
【図 7】

【図7】



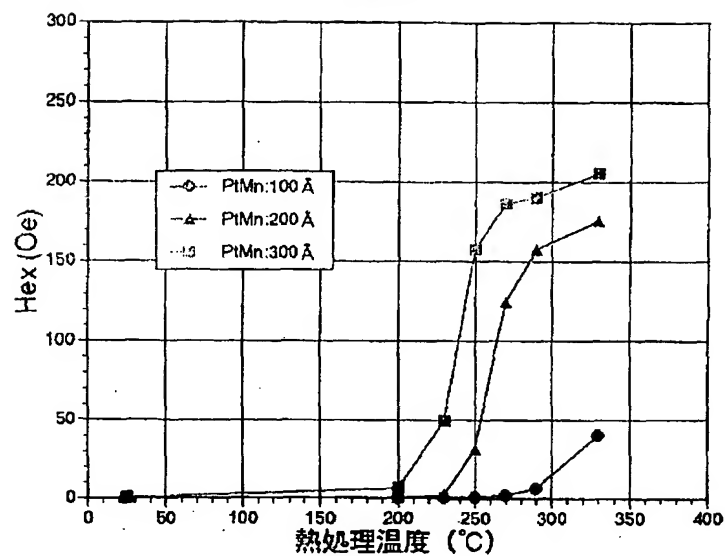
【図 8】

【図8】



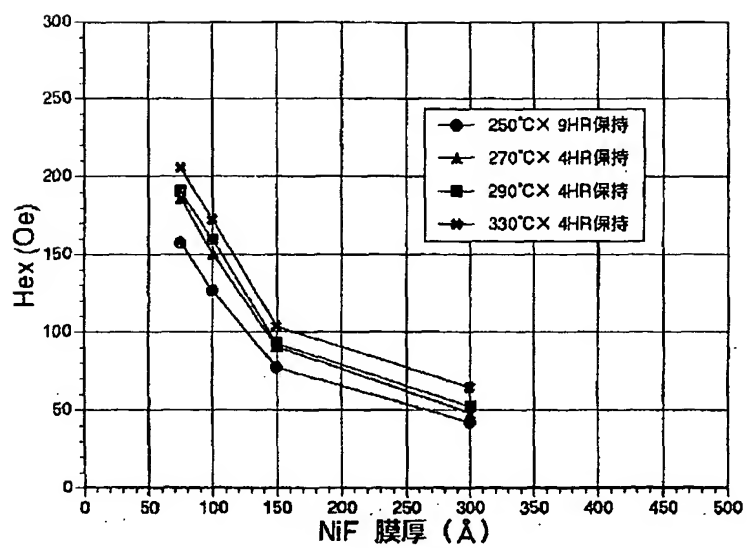
【図9】

【図9】



【図10】

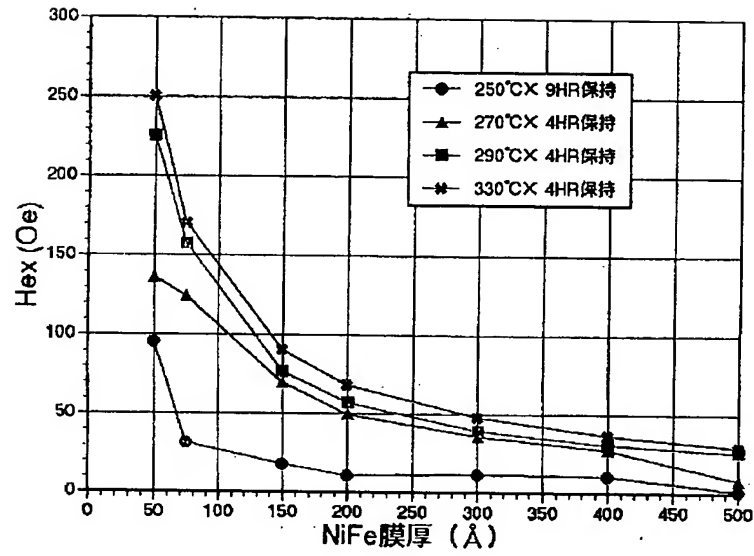
【図10】





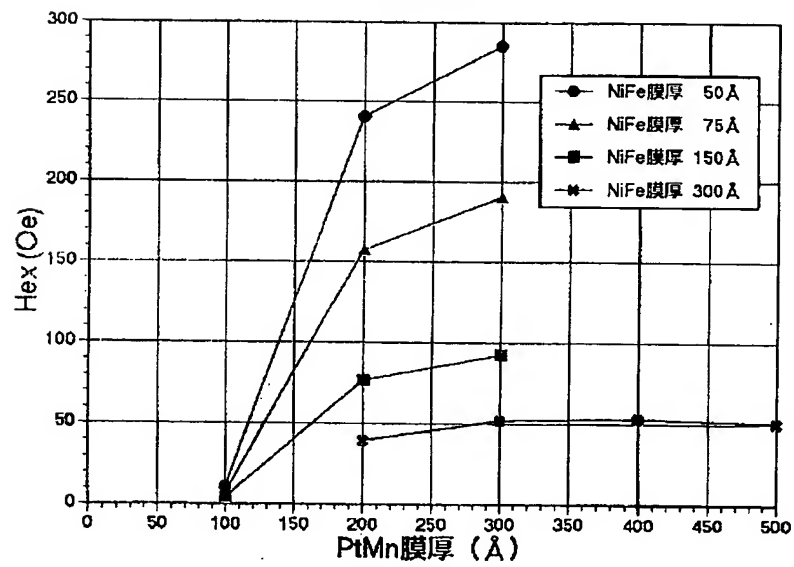
【図11】

【図11】



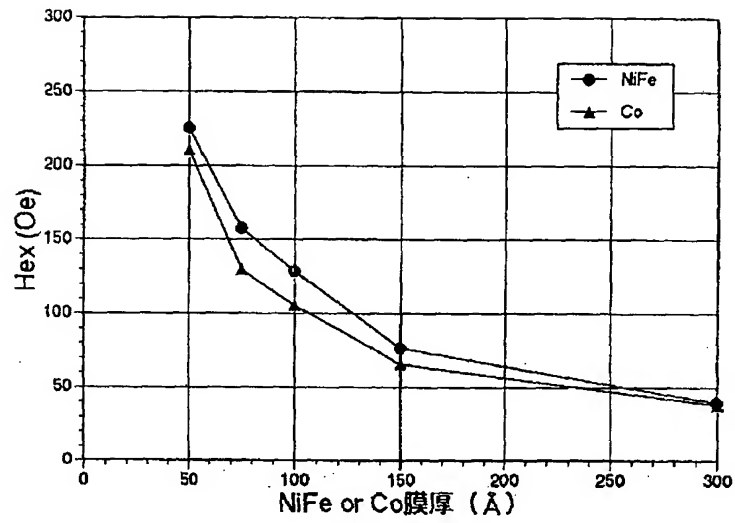
【図12】

【図12】



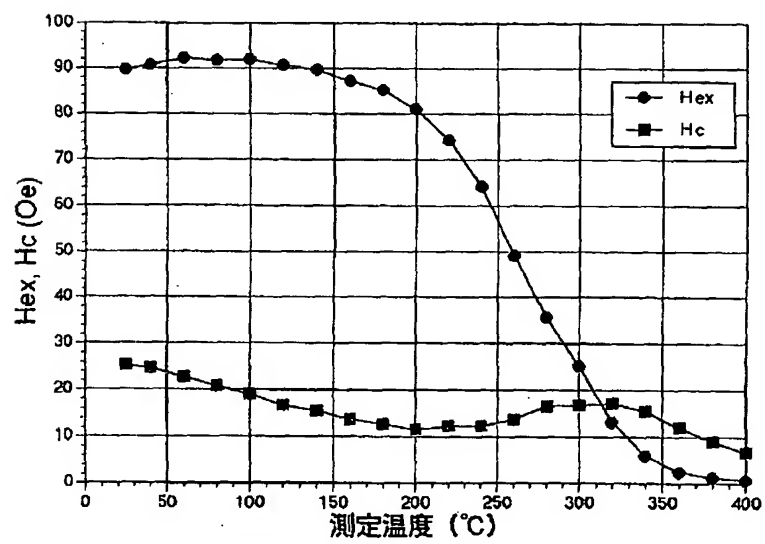
【図13】

【図13】



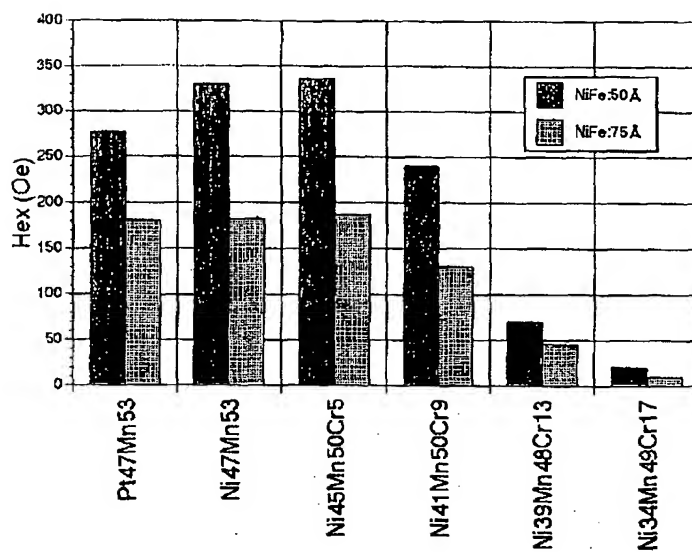
【図14】

【図14】



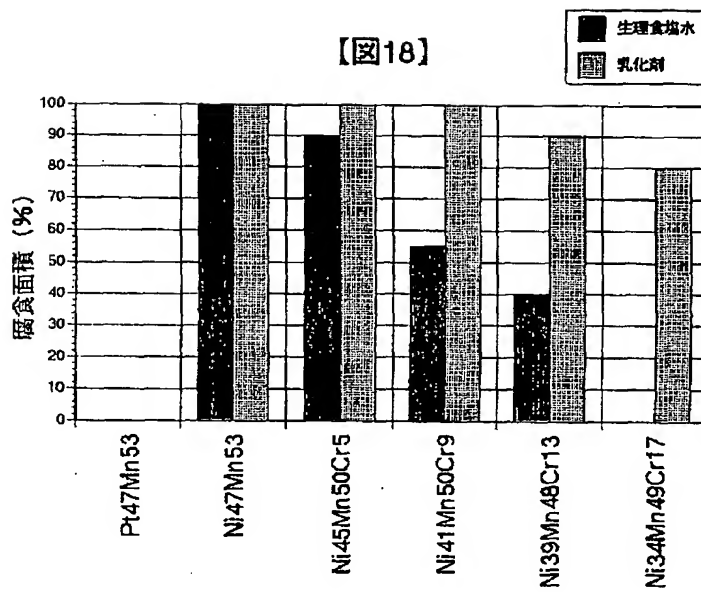
【図17】

【図17】



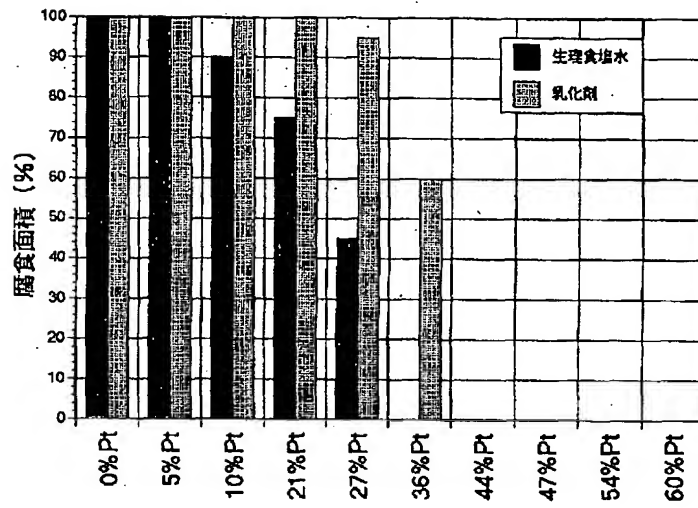
【図18】

【図18】



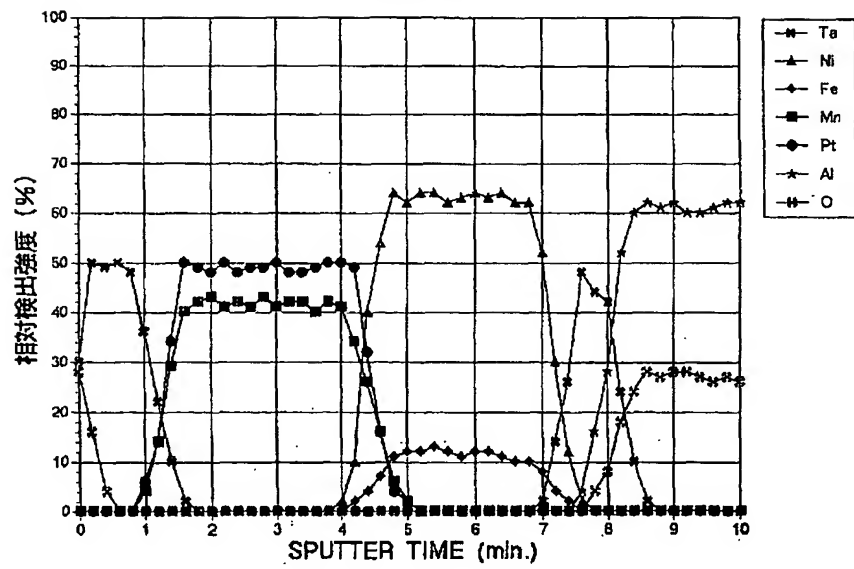
【図19】

【図19】



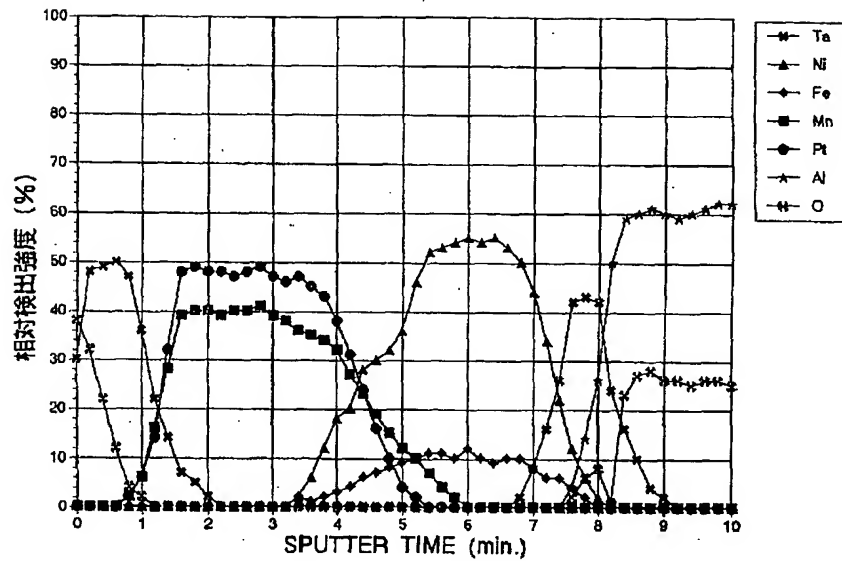
【図20】

【図20】



【図 2 1】

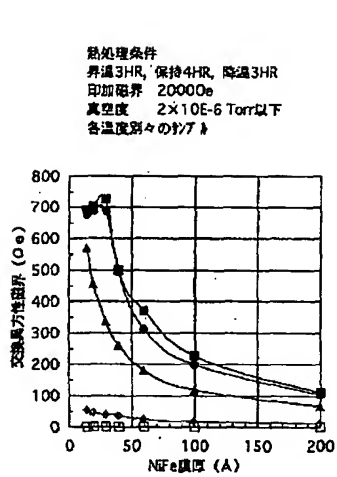
【図21】



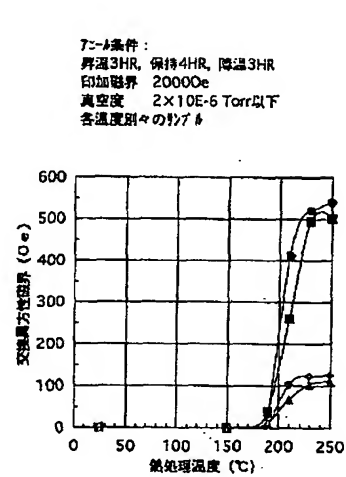
【図 2 3】

【図 2 4】

【図 2 3】

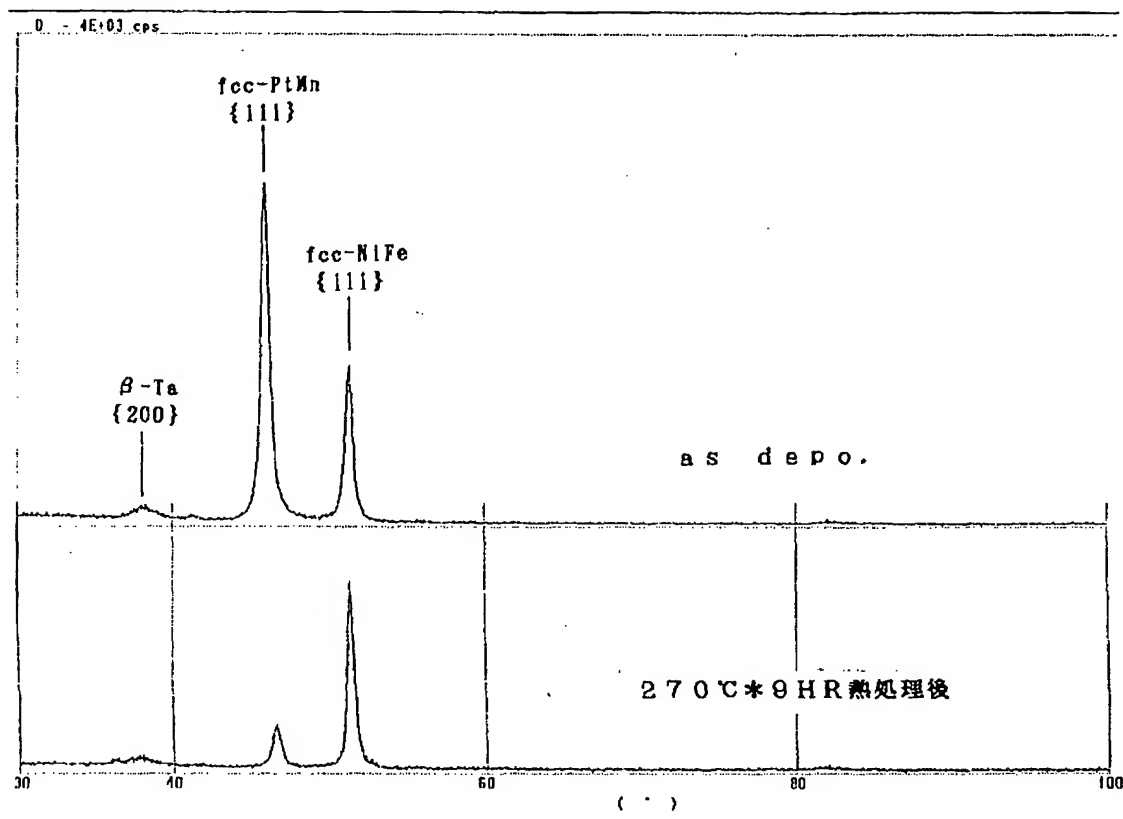


【図 2 4】



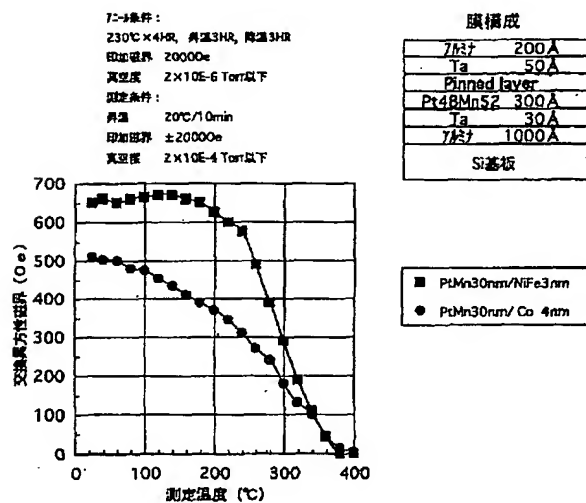
【図22】

【図22】



【図25】

【図25】





【図26】

【図26】

項 目	第1実施形態	第2実施形態
PtMn組成	Pt47Mn53	Pt48Mn52
成膜方法	RFコンベンショナルスパッタ	DCマグネトロンスパッタ
アニール条件		
真空度	$5 \times 10^{-3}$ Torr	$2 \times 10^{-3}$ Torr
温度×時間	昇温3時間、保持4時間、降温3時間	昇温3時間、保持4時間、降温3時間
印加磁界	10000e	20000e
VSM測定条件		
昇 温	20℃/20min	20℃/10min
真空度	$5 \times 10^{-3}$ Torr	$5 \times 10^{-3}$ Torr
印加磁界	±20000e	±20000e

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-147325

(43)Date of publication of application : 06.06.1997

51)Int.Cl.

G11B 5/39

21)Application number : 08-240602

(71)Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD

22)Date of filing : 11.09.1996

(72)Inventor : SAITO MASAJI

30)Priority

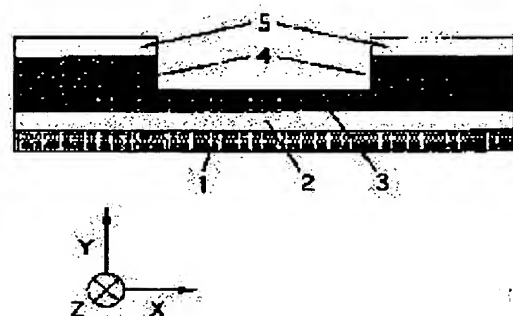
Priority number : 07240075 Priority date : 19.09.1995 Priority country : JP

## 54) MAGNETO-RESISTIVE HEAD

## 57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a magneto-resistive head (MR head) which is excellent in linear responsiveness and with which Barkhausen noises are suppressed by adopting a PtMn alloy which is an antiferromagnetic film having excellent corrosion resistance and capable of impressing a necessary and sufficient exchange anisotropic magnetic field in an extremely thin film.

**SOLUTION:** This magneto-resistive head has a ferromagnetic material layer 3 exhibiting a magneto-resistance effect and an antiferromagnetic magnetic layer 4 coming into direct contact with this ferromagnetic layer. This antiferromagnetic material layer 4 consists of the PtMn alloy and is heat treated. The exchange anisotropic magnetic field is generated in this magnetic head at boundary with the ferromagnetic material layer 3 in direct contact with this layer. The film compsn. of the PtMn alloy is 5 to 44 Pt and 46 to 95at.% Mn. The heat treatment temp. thereof is in a range of 200 to 350° C.



## LEGAL STATUS

Date of request for examination] 27.04.1999

Date of sending the examiner's decision of rejection]

Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

Date of final disposal for application]

Patent number] 2999154

Date of registration] 05.11.1999

Number of appeal against examiner's decision of rejection]

Date of requesting appeal against examiner's decision

## NOTICES \*

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.  
 \*\*\*\* shows the word which can not be translated.  
 In the drawings, any words are not translated.

## LAIMS

Claim(s)]

Claim 1] It is the magnetoresistance-effect type head characterized by producing an exchange-anisotropy magnetic field in an interface with the aforementioned ferromagnetic layer which the aforementioned antiferromagnetic substance layer consists of a PtMn alloy in the magnetoresistance-effect type head equipped with the antiferromagnetic substance layer which touches directly the ferromagnetic layer which presents the magnetoresistance effect, and the aforementioned ferromagnetic layer, and is heat-treated, and touches the aforementioned antiferromagnetic substance layer directly.

Claim 2] It is the magnetoresistance-effect type head which film composition of the aforementioned PtMn alloy is 46 Pt - 54Mn95 atom %, and is characterized by the heat treatment temperature being the range of 200 degrees C-350 degreeC in a claim 1.

Claim 3] It is the magnetoresistance-effect type head which film composition of the aforementioned PtMn alloy is 80 Pt - 20Mn95 atom %, and is characterized by the heat treatment temperature being the range of 200 degrees C-350 degreeC in a claim 1.

Claim 4] It is the magnetoresistance-effect type head which film composition of the aforementioned PtMn alloy is 46 Pt - 54Mn64 atom %, and is characterized by the heat treatment temperature being the range of 200 degrees C-350 degreeC in a claim 1.

Claim 5] It is the magnetoresistance-effect type head characterized by the thickness of the counter diffusion layer formed in the interface with the aforementioned ferromagnetic layer which the aforementioned antiferromagnetic substance layer consists of a PtMn alloy in the magnetoresistance-effect type head equipped with the antiferromagnetic substance layer which touches directly the ferromagnetic layer which presents the magnetoresistance effect, and the aforementioned ferromagnetic layer, and is heat-treated, and touches the aforementioned antiferromagnetic substance layer directly being 20-100A (angstrom).

Claim 6] The magnetoresistance-effect type head to which film composition of the aforementioned ferromagnetic layer is characterized by being a NiFe alloy, a NiFeCo alloy, or any one thing of the Co in any one claim of a claim 1 or the claim 5.

Claim 7] The magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500A (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 5-300A (angstrom) in any one claim of a claim 1 or the claim 6.

Claim 8] The magnetoresistance-effect type head characterized by replacing with the PtMn alloy which is the aforementioned antiferromagnetic substance layer, and using any one of a RhMn alloy, a RuMn alloy, an IrMn alloy, and the PdMn alloys in a claim 1.

Claim 9] The manufacture method of a magnetoresistance-effect type head of making a counter diffusion layer forming in the interface of the ferromagnetic layer and antiferromagnetic substance layer which the ferromagnetic layer and the antiferromagnetic substance layer of a PtMn alloy which present the magnetoresistance effect were contacted directly, and heat-treated at the temperature of 200-350 degreeC, held at this temperature for 4 to 20 hours, and contacted directly [ aforementioned ].

Claim 10] In any one claim of a claim 1 or the claim 6 Magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500A (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 15-300A (angstrom).

Claim 11] In any one claim of a claim 1 or the claim 6 Magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500A (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 50-300A (angstrom).

Claim 12] In any one claim of a claim 1 or the claim 6 Magnetoresistance-effect type head characterized by for the

thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500Å (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 15-100Å (angstrom).

Claim 13] In any one claim of a claim 1 or the claim 6 Magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500Å (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 15-30Å (angstrom).

Claim 14] The manufacture method of the magnetoresistance-effect type head characterized by forming the aforementioned ferromagnetic layer and an antiferromagnetic substance layer by the DC magnetron-sputtering method of a claim 9.

Claim 15] The manufacture method of a magnetoresistance-effect type head of making a counter diffusion layer forming in the interface of the ferromagnetic layer and antiferromagnetic substance layer which the ferromagnetic layer and the antiferromagnetic substance layer of a PtMn alloy which present the magnetoresistance effect were contacted directly, and formed membranes using the DC magnetron-sputtering method, heat-treated by the annealing temperature of 210 degrees C-250 degreeC, and contacted directly [ aforementioned ].

Claim 16] The manufacture method of a magnetoresistance-effect type head of making a counter diffusion layer forming in the interface of the ferromagnetic layer and antiferromagnetic substance layer which the ferromagnetic layer and the antiferromagnetic substance layer of a PtMn alloy which present the magnetoresistance effect were contacted directly, and contacted directly [ aforementioned ] so that membranes might be formed using the DC magnetron-sputtering method, it might heat-treat by the annealing temperature of 250 degree C neighborhood of abbreviation and an exchange-anisotropy magnetic field might serve as abbreviation peak value.

Claim 17] It is the magnetoresistance-effect type head which the aforementioned antiferromagnetic substance layer consists of a PtMn alloy in the magnetoresistance-effect type head equipped with the antiferromagnetic substance layer which touches directly the ferromagnetic layer which presents the magnetoresistance effect, and the aforementioned ferromagnetic layer, and is characterized by to produce the exchange-anisotropy magnetic field immediately after membrane formation in an interface with the aforementioned ferromagnetic layer which the film composition is 80 to 20Mn95 atom %, and touches the aforementioned antiferromagnetic substance layer directly.

## NOTICES \*

Japan Patent Office is not responsible for any  
damages caused by the use of this translation.

This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

In the drawings, any words are not translated.

---

## DETAILED DESCRIPTION

---

### Detailed Description of the Invention]

0001]

[The technical field to which invention belongs] It is for securing the alignment responsibility of the magnetoresistance effect and suppressing a Barkhausen noise about the magnetoresistance-effect reading head widely represented by the MR head and the Spin-Valve head, and is related with the magnetoresistance-effect type head which improves the double of the conventional antiferromagnetic substance film and impresses the bias by the switched connection magnetic field effectively especially.

0002]

Description of the Prior Art] There are the AMR (Anisotropic Magnetoresistance) head which used the anisotropy magnetoresistance-effect phenomenon, and a GMR (Giant Magnetoresistance) head using the spin scattering phenomenon of conduction electron as magnetoresistance-effect type reading head (MR head) in the conventional technology, and the Spin-Valve head which shows the high magnetoresistance effect by the low external magnetic field. One of the GMR heads is shown in the U.S. Pat. No. 5159513 specification.

0003] Drawing 1 and drawing 2 are the schematic diagrams of AMR head element structure. For the optimal operation of the AMR head, two bias magnetic fields are needed to the ferromagnetic layer 3 (AMR material) which shows the MR effect. One bias magnetic field is for carrying out the alignment response of the resistance change of the AMR material to the magnetic flux from a magnetic medium, and this bias magnetic field is a perpendicular (Z direction in drawing) to the field of a magnetic medium, and is parallel to the film surface of the AMR material. Usually, this bias magnetic field can be called horizontal bias, can arrange the soft magnetic materials 1 formed through the electric insulation layer 2 near the AMR material, and can obtain them by passing detection current for MR element from the conduction layer 5.

0004] Another bias magnetic field is usually called vertical bias magnetic field, and is impressed to parallel (the direction of X in drawing) to the film surface of a magnetic medium and the AMR material 3. The purpose of a vertical bias magnetic field is for making it a smooth resistance change which does not have a noise to this magnetic flux from suppressing the Barkhausen noise produced when the AMR material 3 forms many magnetic domains, i.e., a magnetic medium.

0005] In order to suppress a Barkhausen noise, it is required to form AMR material 3 into a single magnetic domain, and there are two kinds in the impression method of the vertical bias for it. One is the method of arranging a magnet 6 by both side of the AMR material 3, and using the leakage flux from a magnet 6 for it, and another is the method of using the exchange-anisotropy magnetic field produced in a contact interface with the antiferromagnetic substance layer 4.

0006] On the other hand, as shown in drawing 3 and drawing 4, for the optimal operation of a Spin-Valve head, it sets to the sandwich structure of Free magnetic layer 7 / nonmagnetic interlayer 8 / Pinned magnetic layer 9. Magnetization is made to be turned in the direction of a truck, where bias of the direction of a truck (the direction of X in drawing) is impressed and formed into a single magnetic domain to the Free magnetic layer 7. It is necessary to make the magnetization direction of the Pinned magnetic layer 9 turned to the Z direction in drawing where bias is impressed and formed into a single magnetic domain in the direction which intersects perpendicularly with the Z direction in drawing, i.e., the magnetization direction of the Free magnetic layer 7. When the magnetization direction of the Pinned magnetic layer 9 must not change with the magnetic flux (Z direction in drawing) from a magnetic medium and the direction of the Free magnetic layer 7 changes in the range of the degree of  $90^\circ$  about the magnetization direction of the Pinned magnetic layer 9, the alignment responsibility of the magnetoresistance effect is obtained.

0007] In order to make the magnetization direction of the Pinned magnetic layer 9 fix to the Z direction in drawing, a comparatively big bias magnetic field is required, and the more a bias magnetic field is large, the more it will be good.

in order to overcome the anti-magnetic field of the Z direction in drawing and for the magnetization direction not to swing by the magnetic flux from a magnetic medium, the bias magnetic field of 1000e is required at least.

0008] There is a method of using the exchange-anisotropy magnetic field produced by usually touching the Pinned magnetic layer 9 in the diamagnetism layer 10 as a method for acquiring this bias magnetic field.

0009] It is for suppressing the Barkhausen noise produced from forming many magnetic domains, in order that the bias impressed to the Free magnetic layer 7 may secure alignment responsibility, and the same method as the vertical bias in the AMR head, i.e., the method of using the exchange-anisotropy magnetic field produced in the contact interface of the method and the antiferromagnetic substance layer 13 which arrange a magnet 11 by both side of the free magnetic layer 7, and use the leakage flux from a magnet 11 for it, is usually used.

0010] As mentioned above, the magnetoresistance-effect type head on which alignment responsibility suppressed the Barkhausen noise well is realizable by using for the vertical bias of the AMR head, and the bias of the Pinned magnetic layer of a Spin-Valve head and the bias of a Free magnetic layer the exchange-anisotropy magnetic field produced in a contact interface with an antiferromagnetism film.

0011] An exchange-anisotropy magnetic field is a phenomenon resulting from the exchange interaction between the magnetic moments of the both sides in the contact interface of a ferromagnetic and an antiferromagnetism film, and the FeMn film is well known as an antiferromagnetism film which produces the exchange-anisotropy magnetic field of a ferromagnetic layer, for example, a NiFe film. However, a FeMn film has the problem on which corrosion resistance is remarkably bad, corrosion carries out generating advance during a magnetic-head manufacturing process and a magnetic-head operation, and an exchange-anisotropy magnetic field deteriorates greatly, and the problem which damages a magnetic medium. Moreover, although it is known that the temperature near [ under magnetic-head operation ] the FeMn film will rise to about 120degreeC by generation of heat by detection current, in order that whose exchange-anisotropy magnetic field by the FeMn film received the temperature change ] an exchange-anisotropy magnetic field may decrease almost linearly to temperature until it is sensitive and disappears at the temperature of about 150 degreeC (blocking temperature : Tb), it has the problem from which the stable exchange-anisotropy magnetic field is not acquired.

0012] Although there is the NiMn alloy or NiMnCr alloy which has the face-centered tetragon structure shown in Fig. 6-76247,A as invention which has improved the corrosion resistance of a FeMn film and blocking temperature, although the corrosion resistance of a NiMn film is better than the corrosion resistance of a FeMn film, it is inadequate practically. Although it is the alloy which added Cr in order that a NiMnCr film may raise the corrosion resistance of a NiMn film, and corrosion resistance improves by Cr addition, there is a problem to which the size and blocking temperature of an exchange-anisotropy magnetic field fall.

0013] Moreover, in order to acquire the property stabilized since the CuAg-I type ordered-structure crystal which has face-centered tetragon (fct) structure on some antiferromagnetism films had to be formed in order to acquire an exchange-anisotropy magnetic field in a NiMn alloy or a NiMnCr alloy, and control of order disorder transformation and control of the rate of a volume ratio of a rule phase and an irregular phase were naturally needed, the process control and management in a magnetic-head manufacturing process cannot but become very complicated. Moreover, in that heat treatment among a magnetic field must be repeated two or more times, and temperature fall speed, in order to acquire the exchange-anisotropy magnetic field needed, if time of 17HR (Appl.Phys.Lett.65(9) 29 August 1994) is not spent from looseness, for example, 255degreeC, to 45degreeC, a bad thing will also pose a manufacturing process top problem.

0014] Moreover, 20HR - 50HR is heat-treated for a NiFe/FeMn cascade screen at the temperature of 260 degrees C-50 degreeC as invention which improves the blocking temperature of a FeMn film. Although the method of forming Nickel-Fe-Mn the alloy layer of 3 yuan in a NiFe/FeMn interface by diffusion by heat treatment is shown in the U.S. Pat. No. 4809109 specification while the thing which is an effect and which nothing is can understand easily for corrosion resistance improvement which is the maximum trouble of a FeMn film, required heat treatment time poses 10HR - 50HR, and a \*\*\*\*\* poses a manufacturing process top problem very much

0015] Moreover, although the material of Mn system alloy, for example, NiMn, PdMn, AuMn, PtMn, and RhMn3 is shown in the existing publication, for example, the "magnetic-substance handbook" of the Asakura Publishing Co., Ltd. issue, as an antiferromagnetic substance material, there is no comment about the exchange-anisotropy magnetic field in a ferromagnetic and a contact interface, and thickness is completely still more unknown about the own property and own exchange-anisotropy magnetic field of an antiferromagnetism film in an ultra-thin film of several 100A.

0016]

Problem(s) to be Solved by the Invention] By offering the antiferromagnetic substance film which can be excellent in corrosion resistance and can impress required sufficient exchange-anisotropy magnetic field in an ultra-thin film, the



st purpose of this invention is offering the magnetoresistance-effect type head (MR head) which was excellent in alignment responsibility and suppressed the Barkhausen noise.

0017] The 2nd purpose is offering the MR head which was excellent in alignment responsibility and suppressed the Barkhausen noise by making slow temperature dependence of an exchange-anisotropy magnetic field, and offering an antiferromagnetism film with high blocking temperature.

0018] The 3rd purpose is offering the MR head which was excellent in alignment responsibility and suppressed the Barkhausen noise by offering an antiferromagnetism film realizable in the temperature for which the heat treatment process for acquiring many properties which were mentioned above is used by the usual MR head manufacturing process, and time and temperature fall speed.

0019]

Means for Solving the Problem] In order that the magnetoresistance effect may carry out an alignment response to the magnetic flux from a magnetic medium and this invention may suppress a Barkhausen noise in a magnetoresistance-effect reading head It is what impresses required sufficient bias magnetic field with the antiferromagnetic substance film which touched directly the ferromagnetic film in which the magnetoresistance effect is shown. After forming the ferromagnetic film which this antiferromagnetic substance film is a PtMn alloy, and touches a PtMn antiferromagnetic substance film directly, It is characterized by heat-treating in the temperature of 200 degrees C-350 degreeC, forming a predetermined counter diffusion layer in an interface with the ferromagnetic film which touches a PtMn antiferromagnetic substance film directly, and producing an exchange-anisotropy magnetic field.

0020] Temperature equivalent to heat treatment performed by the usual magnetoresistance-effect type head manufacturing process, the holding time, and rising-and-falling-temperature speed can attain this heat treatment, and it is the very realistic heat treatment method.

0021] Moreover, compared with FeMn, NiMn, and the NiMnCr alloy, corrosion resistance is extremely excellent, and corrosion does not advance at all in various kinds of solvents or cleaning agents in a magnetoresistance-effect type head manufacturing process, but the PtMn alloy is chemically stable also in operation of the magnetoresistance-effect type head under a harsh environment.

0022] Moreover, the exchange-anisotropy magnetic field which formed the predetermined counter diffusion layer and was acquired in the interface with the ferromagnetic film which touches a PtMn antiferromagnetic substance film directly is very stable thermally compared with the exchange-anisotropy magnetic field by the FeMn antiferromagnetic substance film. Since the exchange-anisotropy magnetic field of a fixed size can be shown in the temperature requirement of 120 degreeC from the room temperature which is the operation temperature of a magnetoresistance-effect type head, it is the feature that a bias magnetic field is extremely stabilized within a head operation temperature requirement. Furthermore, to 150 degreeC of a FeMn alloy, 380 degreeC and since it is very high, the temperature to which an exchange-anisotropy magnetic field disappears also has an exchange-anisotropy magnetic field very stable at the time of a magnetoresistance-effect type head manufacturing process and magnetoresistance-effect type head operation.

0023] moreover, the upper and lower sides of the ferromagnetic film with which a PtMn alloy touches directly -- since an exchange-anisotropy magnetic field is acquired even if there is, no ground film, for example, Ta film, which prepares the crystal orientation needed in order to acquire an exchange-anisotropy magnetic field by FeMn, while both of the interfaces can show an exchange-anisotropy magnetic field, the element structure which received restrictions by the operation of an antiferromagnetism film conventionally, and has not been realized becomes possible

0024] Moreover, while being able to acquire a big exchange-anisotropy magnetic field by carrying out membrane formation of a ferromagnetic film and a PtMn antiferromagnetic substance film by the DC magnetron-sputtering method, and making thickness of the aforementioned ferromagnetic film thin, the heat treatment temperature of an annealing process can be reduced to the temperature in UV cure process and a postbake process.

0025]

Embodiments of the Invention] The 1st operation form about the exchange-anisotropy magnetic field acquired from drawing 5 by drawing 22 by this invention is shown. The exchange-anisotropy magnetic field which formed the predetermined counter diffusion layer and was acquired in the interface with the ferromagnetic film which touches a PtMn antiferromagnetic substance film directly can be used for all vertical bias in the AMR head of drawing 1 , bias of the Pinned magnetic layer 9 in the Spin-Valve head of drawing 3 , and the bias of the Free magnetic layer 7 of drawing 4 and the bias of the Pinned magnetic layer 9.

0026] RF (Radio Frequency) conventional sputter performed membrane formation. A substrate is indirect water cooling and positive heating is omitted. Film composition of a PtMn film adjusted to Mn target by arranging Pt pellet of 10mm angle suitably using the target of nickel80Fe20 of 8"phi size, Co, Ta and Mn, and nickel47Mn53 atom %. Moreover, film composition of a NiMnCr film adjusted to nickel47Mn53 target by arranging the pellet of Cr and Mn

10mm angle suitably. Film composition formed about 2 micrometers of thickness to Si substrate, and analyzed it by MA (electron probe X-ray microanalyser). The glass substrate was used for the substrate of magnetic-properties measurement and a corrosion resistance test. Sputter injection power performed all of all of 100W and sputter gas pressure by 1mTorr, and carried out the laminating of every one layer of the films by each target one by one on the glass substrate. The magnetic field of the one direction of about 500 Oe was impressed during membrane formation with the pair of magnets arranged by both side of a glass substrate.

[027] Heat treatment was performed in the vacuum of  $5 \times 10^{-6}$  or less Torrs, and the magnetic field of the one direction of about 1000 Oe(s) was impressed. The rising-and-falling-temperature speed of heat treatment fixed respectively the temperature up to predetermined temperature, and the temperature fall from predetermined temperature to a room temperature in 3 hours. Heat treatment predetermined temperature was changed to 200degreeC-50degreeC, and the holding time in predetermined temperature was performed in 4 hours - 20 hours. The depth profile by Auger electron line analysis performed analysis of the counter diffusion in the interface which touches directly [ of a PtMn antiferromagnetism film and a NiFe ferromagnetic ]. Moreover, the X diffraction using Co bulb performed analysis of a membrane structure. Measurement of an exchange-anisotropy magnetic field was calculated from the shift amount of the M-H loop usually performed.

[028] Drawing 5 is the measured value of the exchange-anisotropy magnetic field (Hex) after 9-hour heat treatment in the state (as depo.) immediately after the membrane formation when changing film composition of a PtMn film to zero amount of Pt(s) 60 atom % (at%), and 270 degreeC. Film composition is Glass/Ta(100A)/NiFe(50A)/PtMn (200A) / a (100A). Above A expresses angstrom.

[029] The reason for having formed Ta on Glass is for preventing the component and NiFe film on Glass carrying out counter diffusion with heat treatment. as In the state of depo., although Hex arises in the range whose amount of Pt(s) 0 - 21at%, if the amount of Pt(s) becomes more than 21at%, Hex which can be observed substantially will not be reduced. However, the composition especially whose amount of Pt(s) after heat treatment covers the composition range at large the amount of Pt(s) at large is 0 - 54at%, Hex produces it, and is 36 - 54at% is as. In depo., Hex which was not observed comes to arise with heat treatment, and the value also has it in the big value exceeding 200Oe(s). The composition whose amount of Pt(s) is 0 - 21at% is also as. Compared with the value of depo., the exchange-anisotropy magnetic field is [ the direction after heat treatment ] large.

[030] Drawing 6 is change of Hex when changing heat treatment temperature about the film whose amount of Pt(s) is 4 - 54at%. For 200degreeC, 230degreeC, and 270 degreeC, 9 hours and 250 degreeC are [ 20 hours, 290degreeC, 30degreeC, and 350 degreeC of the holding time in heat treatment temperature ] 4 hours, and the temperature fall time of the heating up time to heat treatment temperature is also 3 hours for 3 hours. Film composition is Glass/Ta(100A)/NiFe(75A)/PtMn (200A) / Ta (100A). Although substantial Hex is not observed in heat treatment of under 200 degreeC, with heat treatment more than 200 degreeC, Hex is observed, at first, it comes to produce Hex rapidly with heat treatment at the temperature more than 230 degreeC, and the film especially whose amount of Pt(s) is 44 - 51at% comes to show the big value of 200 or more Oes.

[031] Drawing 7 and drawing 8 are the results of investigating more the heat treatment temperature of Hex and the coercive force at that time (Hc), and a holding-time dependency in a detail. Film composition is Glass/Ta(100A)/NiFe(50A)/PtMn (200A) / Ta (100A), and film composition of PtMn is Pt47Mn53at%. When its attention is paid to 250 degreeC and 270 degreeC, it turns out that the value of Hex is [ the longer one of the holding time ] large.

[032] Moreover, although the holding time is short so that comparison of 4 hours may show by 20 hours and 270 degreeC by 250 degreeC at 290 degreeC for 9 hours, and it becomes an elevated temperature, the value of Hex is equivalent or it turns out that the direction of short elevated-temperature heat treatment of the holding time is large.

[033] Hc shows the almost same temperature dependence inclination as Hex, and the value is also almost equivalent to Hex. That is, the center of the form of the M-H loop at this time is [ only Hex ] the form of H shaft where shift to \*\* on the other hand, and coercive force has the almost same size as a shift amount. Since the amount of bias is greatly stabilized so much by that both Hex(es) and Hc(s) are large when the exchange-anisotropy bias in AMR or Spin-Valve is considered, it is a desirable thing that both Hex(es) and Hc(s) are large.

[034] Now, a certain physical change was given to the interface of the NiFe film on which a bird clapper generates an exchange-anisotropy magnetic field with heat treatment so greatly that the holding time is [ the size of Hex ] long and the temperature at that time is high although an exchange-anisotropy magnetic field is a physical development from which the exchange interaction of the magnetic atoms in the interface of a ferromagnetic and an antiferromagnetism film is the origin, and a PtMn film, and the bird clapper is suggested so greatly that temperature is [ the physical change ] high and the holding time is long About this physical change and a mechanism, it mentions later in detail.

[035] Drawing 9 is Hex when changing the thickness of a PtMn film, and the relation of heat treatment temperature. 200degreeC, 230degreeC, and 250 degreeC are [ 9 hours, 270degreeC, 290degreeC, and 330 degreeC of the holding

me ] 4 hours, and rising-and-falling-temperature time is 3 hours respectively. Film composition is Glass/Ta (100A)/NiFe(75A)/PtMn(XA) / Ta (100A), and film composition of PtMn is Pt49Mn51at%. The feature which also shifts to low temperature the heat treatment temperature which becomes large and Hex begins to produce can see Hex as the thickness of PtMn becomes thick with 100,200,300A. The results which investigated the thickness dependency further more in detail are [drawing 10](#) , [drawing 11](#) , and [drawing 12](#) .

0036] The film composition of [drawing 10](#) is Glass/Ta(100A)/NiFe(XA)/PtMn (300A) / Ta (100A), and film composition of PtMn is Pt49Mn51at%, and is changing heat treatment temperature with 250degreeC, 270degreeC, 290degreeC, and 330 degreeC.

0037] The film composition of [drawing 11](#) is Glass/Ta(100A)/NiFe(XA)/PtMn (200A) / Ta (100A), and similarly film composition of PtMn is Pt49Mn51at%, and it has performed the same heat treatment as [drawing 9](#) .

0038] The film composition of [drawing 12](#) is changing the thickness of PtMn and NiFe simultaneously, and is the film composition of Glass/Ta(100A)/NiFe(XA)/PtMn(XA) / Ta (100A), and film composition of PtMn is Pt49Mn51at% as well as [drawing 9](#) and [drawing 10](#) . Maintenance performed heat treatment by 290 degreeC for 4 hours. The rising-and-falling-temperature time of heat treatment of [drawing 9](#) , [drawing 10](#) , and [drawing 11](#) is 3 hours respectively.

0039] The size of Hex so roughly that it becomes so large that the thickness of NiFe becomes thin and the thickness of PtMn becomes thick understands a bird clapper as a result of [drawing 9](#) , [drawing 10](#) , [drawing 11](#) , and [drawing 12](#) . About the thickness of PtMn, in the range of 100A-300A, although a thickness dependency is remarkable, in the range of 300A-500A, a thickness dependency is seldom seen for thickness ( [drawing 12](#) ). Therefore, if there 300A is thickness of PtMn, it comes out enough and a certain thing understands it.

0040] On the other hand, it turns out that Hex and thickness are the relation of an inverse proportion mostly about the thickness of NiFe. The switched connection energy according [ the exchange phase of the magnetic atoms in the interface of a PtMn film and a NiFe film ] to an operation shows that it is not dependent on NiFe thickness, and that of this is the same as the thickness dependency of the NiFe film in the conventional FeMn film / NiFe film.

0041] Next, the result which investigated change of Hex when changing a ferromagnetic film into Co from NiFe is shown. It is experimentally and theoretical already shown in the Pinned magnetic layer of a Spin-Valve head that magnetic-reluctance rate of change can do [ which used Co film ] rather than greatly using a NiFe film, and since possibility of using Co for a Pinned magnetic layer is high, a large thing is desired also about an exchange-anisotropy magnetic field with Co.

0042] The film composition of [drawing 13](#) is Glass/Ta(100A)/NiFe, or Co(XA)/PtMn (200A) / Ta (100A), film composition of PtMn is Pt49Mn51at%, heat treatment is 4-hour maintenance in 290 degreeC, and rising-and-falling-temperature time is 3 hours respectively. Even if it changed the ferromagnetic film into Co, Hex almost equivalent to a NiFe film was obtained. Even if it uses a NiFeCo ternary-alloy film for a ferromagnetic film from this result, that same Hex is obtained can guess easily.

0043] As mentioned above, it investigated in detail about the film composition dependency of a PtMn film, heat treatment temperature dependence, the heat treatment holding-time dependency, the PtMn thickness dependency, and the ferromagnetic thickness dependency about the exchange-anisotropy magnetic field of a PtMn film and a ferromagnetic film, and when thickness heat-treats 200 degrees C-350 degreeC in the super-thin film called 50-300A in the ferromagnetic film which touches a PtMn alloy directly has shown that a big exchange-anisotropy magnetic field is required.

0044] Next, an example is shown about the corrosion resistance comparison with the thermal stability of the exchange-anisotropy magnetic field which is the technical problem of others which this invention is going to solve, the high corrosion resistance of an antiferromagnetic substance PtMn film especially NiMn, and a NiMnCr film. And the example about the difference and the similar point of a mechanism of the exchange-anisotropy magnetic field finally required with NiMn and a NiMnCr antiferromagnetic substance film and the exchange-anisotropy magnetic field required with a PtMn antiferromagnetic substance film is shown.

0045] [Drawing 14](#) is the result of investigating the temperature characteristic of Hex and Hc. Film composition is Glass/Ta(100A)/NiFe(200A)/PtMn (300A) / Ta (100A), film composition of PtMn is Pt46Mn54at%, heat treatment is 4-hour maintenance in 260 degreeC, and rising-and-falling-temperature time is the sample of 3 hours respectively. Measurement measured the M-H curve, heating a sample gradually from a room temperature in an oscillating-type magnetometer (VSM) in the state of 5x10<sup>-5</sup> or less Torrs of degree of vacuums. The programming rates at the time of measurement are 20 degreeC / 20 minutes.

0046] Hex in a room temperature is obtained 90 Oes, and this value is about about 1.5 times [ of Hex ] value by the conventional FeMn film. The temperature (Tb: blocking temperature) to which Hex disappears is 380degreeC, and is a value far higher than Tb=160-degreeC of a FeMn film. Moreover, although it is known that the temperature of the magnetoresistance-effect film circumference when the magnetic head is operating will attain to the range of room

temperature - about 120 degreeC, in this temperature requirement, Hex by the PtMn film shows an almost flat value, and differs from the inclination for Hex of a FeMn film to decrease with temperature by the temperature requirement of room temperature - 120 degreeC, clearly. Since Hex and Tb are large and that the value of Hex is a flat leads to the thermal stability of a bias magnetic field in a magnetoresistance-effect type head operating-temperature region, it is very desirable, and the trouble of a FeMn film is conquered greatly.

0047] Now, although all the film composition of an old example was Glass/Ta / ferromagnetic film (NiFe or Co) / PtMn/Ta, the example at the time of losing the case where the membrane formation sequence of a ferromagnetic film and a PtMn film is replaced, and Ta ground film is shown below.

0048] Drawing 15 is comparison of Hex in four kinds of film composition of Glass/Ta/NiFe/PtMn, Glass/NiFe/PtMn/Ta, Glass/Ta/PtMn/NiFe/Ta, and Glass/PtMn/NiFe/Ta\*\*. Ta of the best layer is prepared in order to prevent scaling under heat treatment, and it has not affected the built-up-sequence dependency of Hex. NiFe thickness makes it have changed with 200,300,400A, and a PtMn film is 300A. Film composition of PtMn is [ 9 hour maintenance and rising-and-falling-temperature time of heat treatment ] 3 hours respectively in 270 degreeC Pt49Mn51at%.

0049] Although the value of Hex has some change by built-up sequence, Hex of a good size is obtained in all built-up sequence. In the conventional FeMn, generation of the gamma-FeMn phase which is an antiferromagnetic substance phase has led to the manifestation of an exchange-anisotropy magnetic field, and it is known that a big difference will appear in Hex by the existence of a ground Ta film which prepares crystal orientation and a crystal phase. namely, Hex is not having been obtained if not covered with the film which adjusts a lattice constant to a ground in the case of a FeMn film, and having formed a FeMn film first, and having formed a NiFe film after that -- if -- although it divides and comes out, since there are such no restrictions in Hex by the PtMn film for which there are restrictions from which Hex is not obtained and element structure had received restrictions by these restrictions, are very much easy using, and it understands that it is the film which can also make the conventionally

0050] Moreover, drawing 16 is an experimental result when replacing a PtMn film by the NiMn film in the same film composition as drawing 15 , thickness, and heat treatment conditions. The film composition of NiMn is nickel49Mn51at%. It being characteristic of a NiMn film is that the difference [ with the big built-up-sequence dependency of Hex ] to Hex by the existence of resembling [ Ta ] the FeMn film rather than the PtMn film, i.e., a ground, appears. The mechanism from which an exchange-anisotropy magnetic field produces these things in a NiMn film and a PtMn film has suggested differing somewhat.

0051] Now, by next performing moderate heat treatment in an interface with the ferromagnetic film which touches a PtMn film directly explains with the example which supports the consideration about the reason an exchange-anisotropy magnetic field changes greatly with existence of heat treatment. Although the factor of the strut about a reason is guessed, one of them is formation of a PtMn rule phase (CuAu-I type) already known for the existing publication, for example, a "magnetic-substance handbook" etc., and another can consider change of the interface state which an exchange-anisotropy magnetic field commits, i.e., formation of the counter diffusion layer in the interface of PtMn film and a ferromagnetic film.

0052] Drawing 20 and drawing 21 are the results of an Auger-electron-spectroscopy depth profile (AES) investigating the counter diffusion situation before and behind heat treatment. as The film composition of depo. is Glass/aluminum-oxide (alumina) (100A) / Ta (80A) / NiFe(200A)/PtMn (200A) / Ta (80A), film composition of PtMn is Pt47Mn53at%, and heat treatment is 4-hour maintenance in 290 degreeC. as of drawing 20 the sample of a depo. state -- the resolution of AES -- although the above clear diffusion is not observed, with the sample after heat treatment of drawing 21 , clear counter diffusion is accepted in the interface of a PtMn film and a NiFe film That is, Pt, Mn, especially Mn of PtMn were spread in the NiFe film side, and nickel and Fe of a NiFe film are spread in the PtMn side. When the diffusion length is guessed from thickness being 200A, it is about [ a little less than / 100A ].

0053] Considering that an exchange-anisotropy magnetic field is the origin with the physical exchange interaction of both magnetic atoms in the interface of an antiferromagnetism film and a ferromagnetic, this counter diffusion layer formed by heat treatment is the field itself which the exchange interaction of both magnetic atoms is committing, and the exchange-anisotropy magnetic field of a PtMn antiferromagnetism film and a NiFe ferromagnetic will commit it through the counter diffusion layer. In the NiFe film which touches a PtMn film directly, one reason with a bird clapper is with a bird clapper that it is easy to form a counter diffusion layer, so that an exchange-anisotropy magnetic field is large, heat treatment temperature is high and heat treatment time is so long that an exchange-anisotropy magnetic field's arising by heat-treating 200 degrees C-350 degreeC, especially heat treatment temperature are high and the heat treatment holding time is long.

0054] However, since it is clear that an exchange-anisotropy magnetic field is not acquired, considering the mechanism of an exchange interaction if counter diffusion advances more, a PtMn film and a NiFe film diffuse each

ther completely and it becomes PtMnNiFe the alloy of 4 yuan, you have to form moderately between a PtMn layer and a NiFe layer.

0055] Since change of the crystal structure, i.e., formation of a PtMn rule phase (CuAu-I type), was considered to have mentioned above about the manifestation of an exchange-anisotropy magnetic field, the X diffraction investigated change of the crystal structure before and behind heat treatment.

0056] Drawing 22 is an X diffraction profile. Film composition is Glass/Ta(100A)/NiFe(200A)/PtMn (200A) / Ta (100A), film composition of PtMn is Pt47Mn53at%, and heat treatment is 4-hour maintenance in 290 degreeC. Measurement was performed by the theta-2theta method using Co bulb.

0057] as The differences after depo. and heat treatment are only the peak intensity of the NiMn {111} peak of fcc structure, and change of the some of the peak position accompanying change of a lattice constant as well as the PtMn {111} peak of fcc structure, and as long as it sees from this result, formation of the PtMn rule phase (CuAu-I type) which shows fct structure cannot be distinguished.

0058] Next, the experimental result about the corrosion resistance improvement which is another big purpose of this invention is shown.

0059] Drawing 18 is the result of investigating the amount of corrosion of the film when soaking the sample carried out in a physiological saline and an emulsifier in a room temperature for 24 hours 300A membrane formation about PtMn, NiMn, and a NiMnCr film at a Glass substrate, respectively. As for film composition, a PtMn film is [ the NiMn films of Cr addition ] 5, 9, 13, and 17at% nickel47Mn53at% Pt47Mn53at%. 0.9%, it is the solution which is using it in various washing processes [ in / a magnetic-head manufacturing process / the concentration of NaCl in a physiological saline and / in an emulsifier ], and contained the Tripoli sodium phosphate, and is weak alkalinity. The amount of corrosion (%) measured the area which a film began to melt into a solution and the Glass substrate exposed with the optical microscope. The sample area is 2 4cm.

0060] Although, as for the PtMn film, corrosion did not run at all as for a physiological saline and an emulsifier, the corrosion to which a Glass substrate exposes NiMn 100% in both solutions advanced. Although surely the amount of corrosion in a physiological saline decreased by adding Cr to NiMn, about the emulsifier, the effect did not almost exist. It turns out that the PtMn film excels NiMn and the NiMnCr film in corrosion resistance very much. The result which investigated the exchange-anisotropy magnetic field in the film composition which investigated corrosion resistance is drawing 17 .

0061] The film composition of drawing 17 is Glass/Ta(100A)/NiFe(50 or 75A)/PtMn, NiMn, or NiMnCr (200A)/Ta (100A), and heat treatment is 9-hour maintenance in 270 degreeC. Although Hex of the NiMnCr film which added a PtMn film, a NiMn film, and Cr 9% 5% showed the good value, Hex decreases and a problem and a bird clapper are ractically expected as Cr addition increases with 13% and 17%. The above result shows that the PtMn film is excellent in membranous corrosion resistance and both of Hex.

0062] The result which finally investigated the influence of [ on the anti-corrosion disposition which the amount of Pt (s) in a film of a PtMn film gives ] is shown.

0063] Drawing 19 is the result of performing the same corrosion resistance test in the same film composition sample as drawing 18 , and a solution. When that it is Pt can understand easily the element which is raising the corrosion resistance of a PtMn film and especially the amount of Pt(s) becomes more than 44at%, it turns out that corrosion resistance improves remarkably.

0064] In the above explanation, although mainly aimed at a PtMn alloy as a diamagnetic material, also in the RhMn alloy which has the same attribute as this, a RuMn alloy, an IrMn alloy, and a PdMn alloy, the same effect as a PtMn alloy is expectable.

0065] Next, in addition to the 1st operation form mentioned above, the 2nd operation form of the addition which paid attention to the thickness of heat treatment temperature and a ferromagnetic layer is explained in full detail.

0066] Drawing 23 is drawing showing the relation of the exchange-anisotropy magnetic field of the PtMn film which formed membranes by DC magnetron sputtering, the thickness of a NiFe film, and heat treatment temperature.

Drawing 24 is drawing showing the kind of the exchange-anisotropy magnetic field of the PtMn film which formed membranes by DC magnetron sputtering, heat treatment temperature, and ferromagnetic layer, and the relation of thickness. Drawing 25 is drawing showing the kind of the blocking temperature of the PtMn film which formed membranes by DC magnetron sputtering, and ferromagnetic layer, and the relation of thickness. Drawing 26 is drawing showing the experiment conditions for acquiring a switched connection magnetic field required for the magnetoresistance-effect type head in the 1st operation form and the 2nd operation form.

0067] a magnetoresistance-effect type head (MR head) -- the need -- as there are material which needs the annealing process after multilayer formation of a NiFe layer, a PtMn layer, etc. (heat treatment process) for the antiferromagnetism film made to generate sufficient exchange-anisotropy magnetic field, and material which is not



eeded, for example, it is shown in drawing 5 , Mn-X (X= platinum-group 10 - 30at%) exists as an antiferromagnetism film which does not need annealing In addition, FeMn, Cr-Mn-X (X= platinum-group 0 - 20at%), and NiO (nickel oxide) exist as an antiferromagnetism film which does not need annealing.

0068] The annealing process which performs processing in an elevated temperature makes the layer of the adjoining upper and lower sides diffuse the non-magnetic layer (for example, the nonmagnetic interlayer's 8 Cu layer shown in drawing 4 ) in an MR head, especially a spin bulb type MR head, and has the danger of degrading the magnetic-reproducing property of an MR head. For this reason, when the material of the antiferromagnetism film which needs an annealing process was used, it was more disadvantageous than the antiferromagnetism film which the bad influence of the above-mentioned Cu layer diffusion also has, and does not need an annealing process at this point. The disadvantageous point of Cu layer diffusion existed also in the PtMn film of Pt36 - 54Mn46 in the 1st operation form of this invention - 94 atom %. But about the exchange-anisotropy magnetic field strength generated, it is not as an object of an argument in this case.

0069] By the way, in the manufacturing process of an MR head, well-known UV cure process (ultraviolet-rays hardening process) and a postbake process are indispensable manufacturing processes, and since it is heated by the temperature of about 250 degreeC in these processes, though the charge of diamagnetism material which does not need a metaphor annealing process is used, the magnetic-reproducing property of an MR head deteriorates in this process with the heating temperature of the aforementioned 250 degreeC. On the contrary, if the aforementioned annealing process can be held down to below 250 degreeC when the diamagnetism material which needs an annealing process is used, it can dedicate to damage within the limits of the degree of necessary minimum in UV cure process and a postbake process, and the damage equivalent to the antiferromagnetism film which does not need an annealing process as a result can be managed.

0070] In the 2nd operation form of this invention, it replaces with RF conventional sputter and the DC magnetron-sputtering method is adopted as forming the antiferromagnetism film which needs an annealing process, it can be characterized by forming the thickness of a ferromagnetic thinly, a thereby more strong exchange-anisotropy magnetic field can be acquired, and heat treatment temperature in an annealing process can be further set to 210degreeC below 50 degreeC.

0071] It writes together that the experiment conditions for obtaining the data of the 2nd operation form of this invention are the experiment conditions of the 1st operation form, and they are shown in drawing 26 . as the antiferromagnetism film which needs an annealing process in here -- Pt48Mn52 (as shown in drawing 5 and drawing 6 , it is a typical example of composition) -- using -- other conditions -- the 1st operation form and abbreviation -- it was made the same and the DC magnetron-sputtering method was adopted as the membrane formation method

0072] According to drawing 23 , using the DC magnetron-sputtering method, Pt48Mn52 is adopted as NiFe and an antiferromagnetism film as a ferromagnetic, it asks for the exchange-anisotropy magnetic field strength when making NiFe thickness into the thinness from the thickness of 200A to about 15A, and they are 250degreeC, 230-degreeC, 10degreeC, 190 degreeC, and as about heat treatment temperature in that case. Let depo. be a parameter. It experimented in the NiFe thickness surveyed by drawing 10 and drawing 11 having been to 50A by Mr. 15A Usu not more than this.

0073] Consequently, the exchange-anisotropy magnetic field strength of 360Oe(s) shown in drawing 8 became strong by 750Oe(s). Although such a strong exchange-anisotropy magnetic field that thickness of NiFe is made thin can be acquired according to this experimental result, 5A thinness is the threshold value from which a uniform NiFe film can be formed on a ground film, and an exchange-anisotropy magnetic field can be acquired, and since a possibility that a inhole (pore) may occur will also appear in a film if it is made the thinness not more than this, it cannot be made into A or less.

0074] Therefore, it turns out that its 15-100A is generally desirable when the thickness of NiFe takes into consideration exchange-anisotropy magnetic field strength, and the strongest exchange-anisotropy magnetic field at 15-100A thickness can be acquired (premised on adoption of the DC magnetron-sputtering method). Furthermore, the one where the heat treatment temperature of an annealing process is higher also understood that it did not bring such a fall to the exchange-anisotropy magnetic field strength even if it makes exchange-anisotropy magnetic field strength low to about [ 210 degrees ] C although it becomes large.

0075] According to drawing 24 , exchange-anisotropy magnetic field strength when adopting Pt48Mn52 as an antiferromagnetism film is surveyed using the DC magnetron-sputtering method, using four kinds of things, 40A of NiFe(s), 40A of Co(es), 200A of NiFe(s), and 200A [ of Co(es) ] \*\*, as the kind and thickness of a ferromagnetic.

0076] According to this, the difference in the (NiFe as a ferromagnetic and Co can acquire the almost same exchange-anisotropy magnetic field) thickness affects exchange-anisotropy magnetic field strength rather than the difference in the kind of ferromagnetic (difference between NiFe and Co), and according to this experimental result, an exchange-



anisotropy magnetic field with the strong one as a ferromagnetic where the thickness is thinner can be acquired. Moreover, it turns out that an exchange-anisotropy magnetic field is acquired from 210degreeC which is temperature lower than 250 degreeC of UV cure process mentioned above and a postbake process.

0077] Furthermore, according to drawing 24 , it is asking for the exchange-anisotropy magnetic field strength at the time of changing various heat treatment temperature in an annealing process, and according to this, the peak inclination of exchange-anisotropy magnetic field strength has appeared in 250 degreeC neighborhood. This expresses the difference in an inclination with the clear magnetic field upward tendency in 250 degreeC in the 1st operation form shown in drawing 6 , and shows that there is no need for giving the annealing temperature exceeding 250 degreeC of UV cure process mentioned above and a postbake process.

0078] If it puts in another way, although the direction's which raised the heat treatment temperature in an annealing process even to 350 degreeC can strengthen an exchange-anisotropy magnetic field according to the 1st operation form of drawing 6 , the disadvantageous point of reproducing-characteristics degradation by Cu layer diffusion mentioned above when making it high even to 350 degreeC appears.

0079] It will be desirable, if an annealing process can process suitably at the temperature within this 250 degreeC on the other hand, since the heating temperature of 250 degreeC is demanded in other processes (UV cure process and postbake process) of manufacturing an MR head. According to the 2nd operation form of drawing 24 , since exchange-anisotropy magnetic field strength serves as a peak inclination by 250 degreeC, the effect that it is not necessary to raise heat treatment temperature more than 250 degreeC is done so (premised on adoption of the DC magnetron-sputtering method).

0080] According to drawing 25 , it is drawing having shown the blocking temperature of the PtMn cascade screen which formed membranes by DC magnetron sputtering in relation to the kind and thickness of a ferromagnetic, and the ferromagnetic shows similarly the high blocking temperature abbreviation 380degreeC, by NiFe or Co. Moreover, by comparison with NiFe and Co, an exchange-anisotropy magnetic field with the stronger NiFe can be acquired within the temperature requirement of 20degreeC to 320 degreeC, and it turns out at this point that the NiFe is more desirable.

0081]

Effect of the Invention] By this invention, it has a big exchange-anisotropy magnetic field, and the temperature characteristic of an exchange-anisotropy magnetic field is also good, the material which was very excellent also in corrosion resistance is offered, it excels in the alignment responsibility of the magnetoresistance effect by the bias magnetic field using the exchange-anisotropy magnetic field by this invention, and the magnetoresistance-effect type reading head which can suppress a Barkhausen noise can be offered.

0082] While being able to acquire a stronger exchange-anisotropy magnetic field by using the PtMn film which is the antiferromagnetism layer which formed membranes by the DC magnetron-sputtering method, and forming a ferromagnetic layer thinly according to the 2nd operation gestalt of this invention, the heat treatment temperature of an annealing process can be fallen, and the antiferromagnetism film which was comparatively expensive and was excellent in corrosion resistance in blocking temperature can be offered.

0083] Moreover, by using the PtMn film which is the antiferromagnetism layer which formed membranes by the DC magnetron-sputtering method, and forming a ferromagnetic layer thinly In the heat treatment temperature of the annealing process in 250 degreeC neighborhood in UV cure process and a postbake process (indispensable process which manufactures an MR head), since the peak value of an exchange-anisotropy magnetic field can be obtained It can stop on a par with reproducing-characteristics degradation when using the antiferromagnetism material which does not need annealing.

0084] Furthermore, although it was the inclination for blocking temperature to become low when the ferromagnetic layer was formed thinly conventionally, even if it forms a ferromagnetic layer thinly by using the PtMn film which is the antiferromagnetism layer which formed membranes by the DC magnetron-sputtering method, big blocking temperature is securable.

## NOTICES \*

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

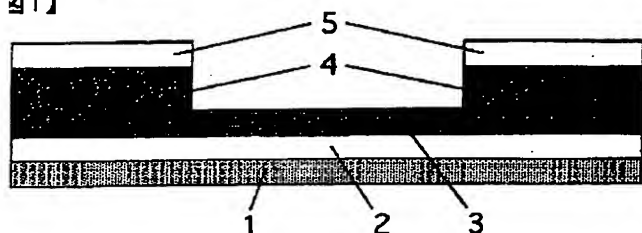
\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

In the drawings, any words are not translated.

## DRAWINGS

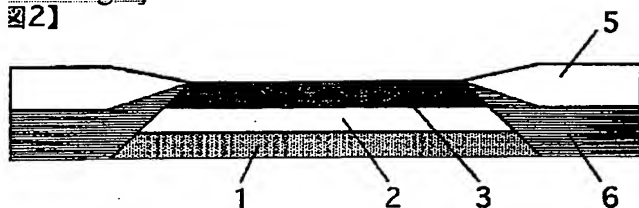
Drawing 1]

Fig. 1]



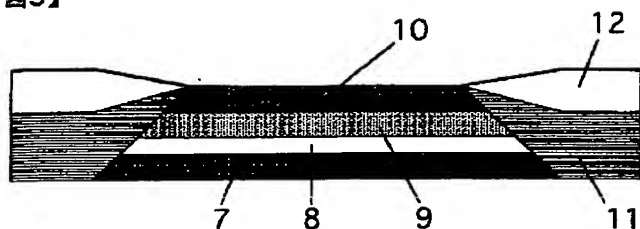
Drawing 2]

Fig. 2]



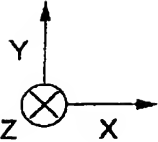
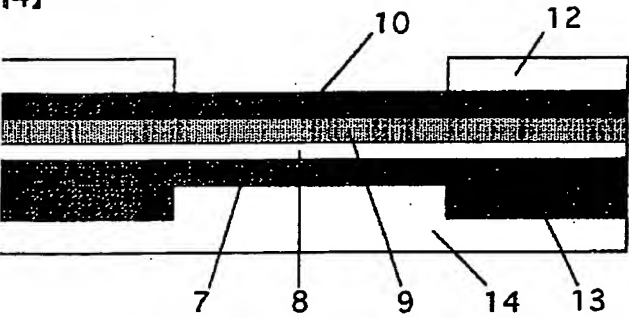
Drawing 3]

Fig. 3]



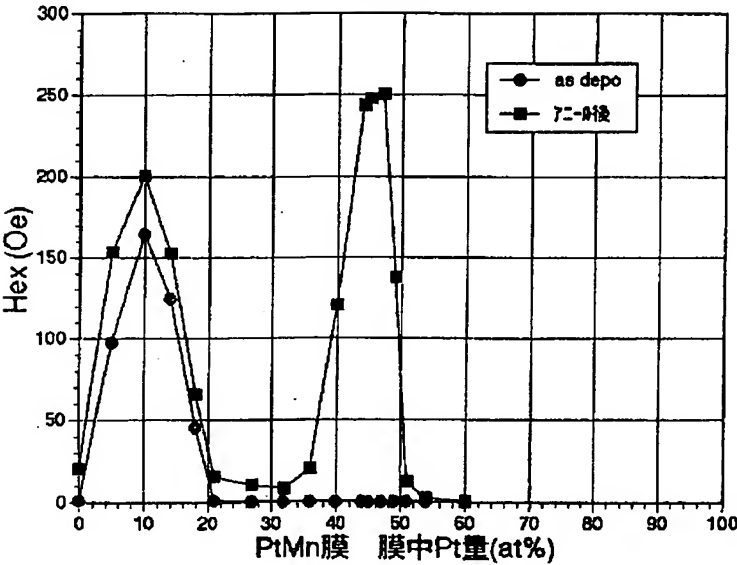
Drawing 4]

[4]



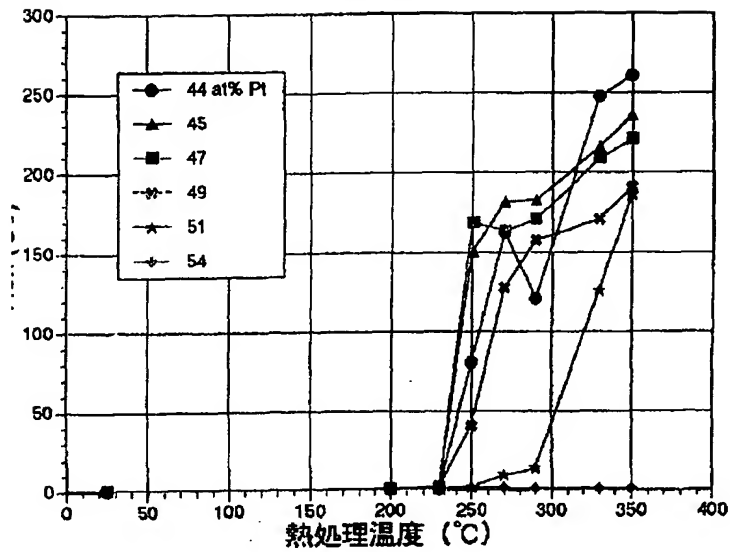
Drawing 5]

【図5】



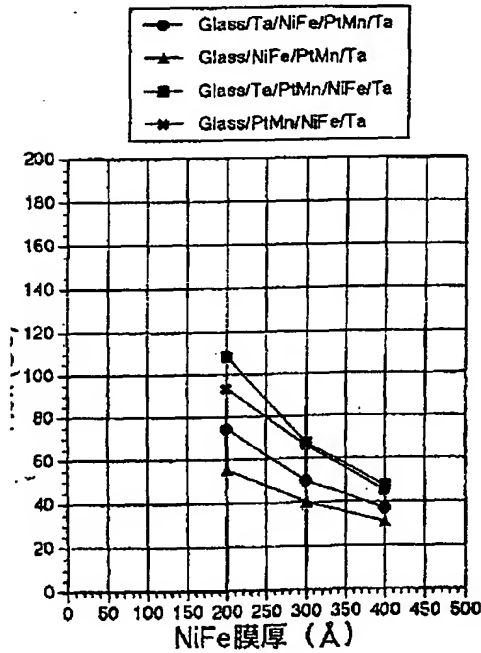
Drawing 6]

【図6】



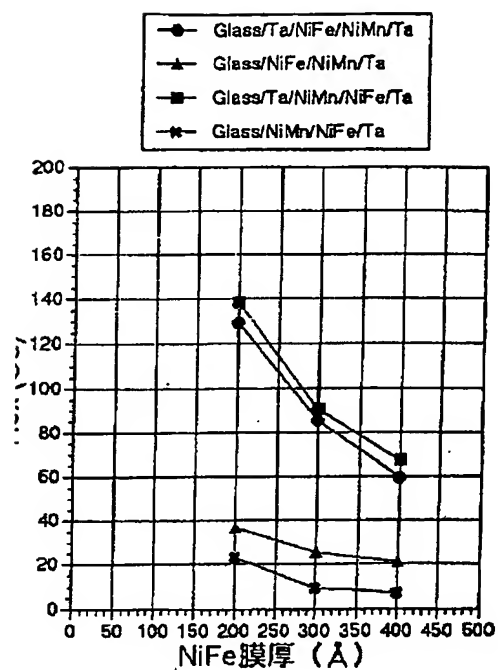
Drawing 15]

【図15】



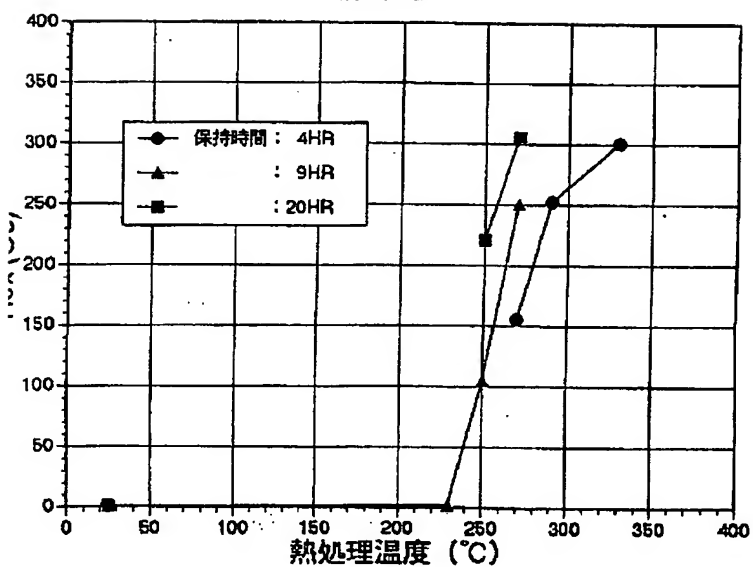
Drawing 16]

【図16】



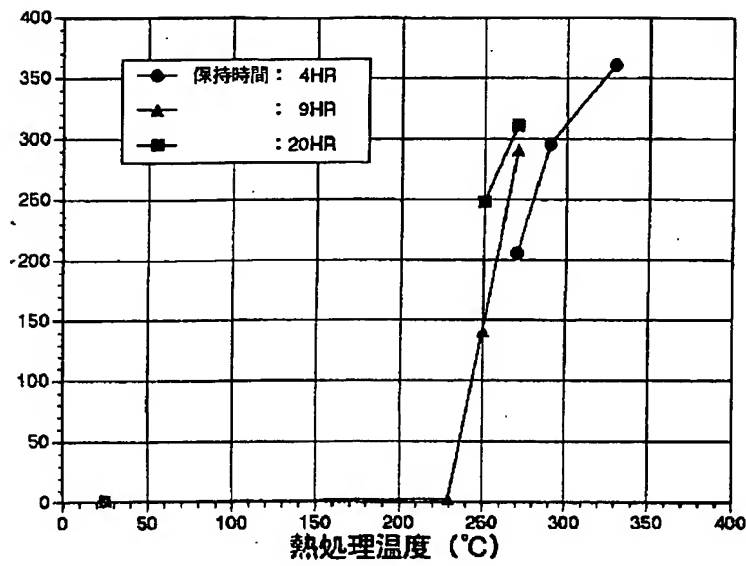
Drawing 7]

【図7】



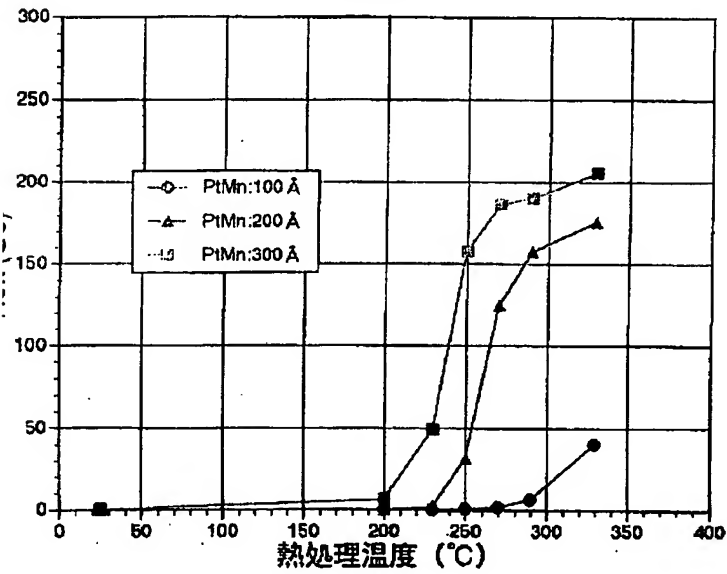
Drawing 8]

【図8】



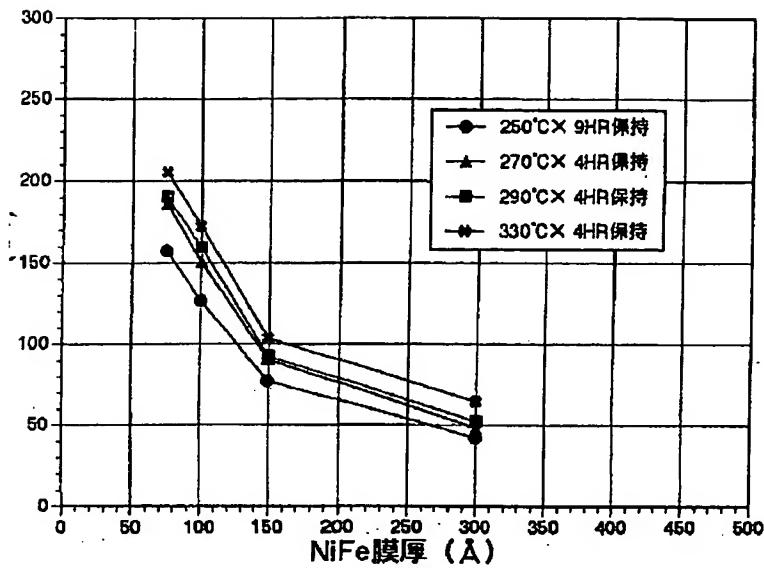
Drawing 9]

【図9】



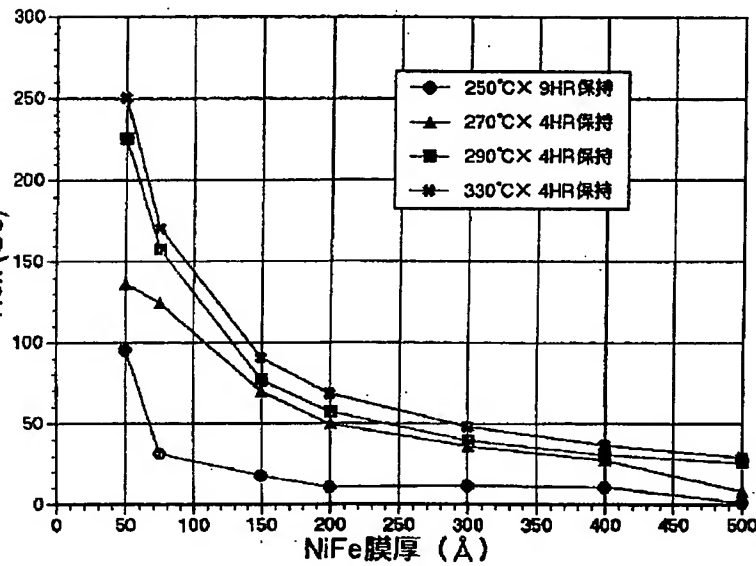
Drawing 10]

【図10】



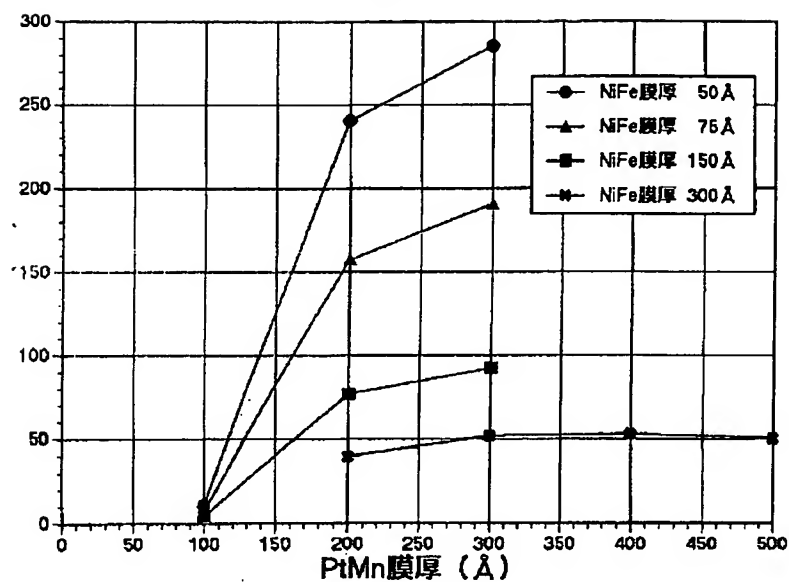
Drawing 11]

【図11】



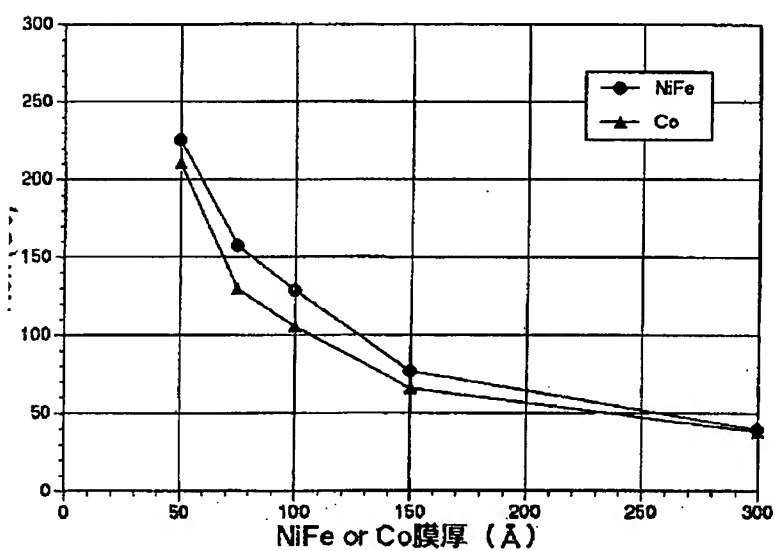
Drawing 12]

【図12】



Drawing 13]

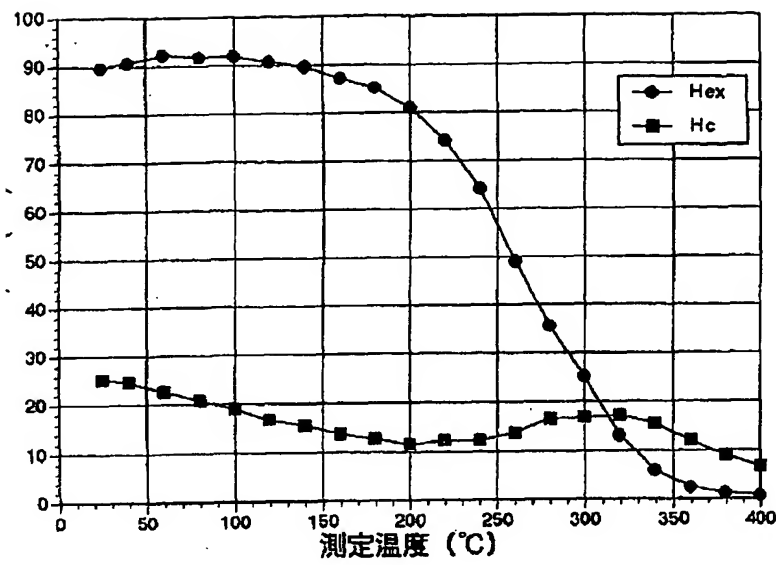
【図13】



Drawing 14]

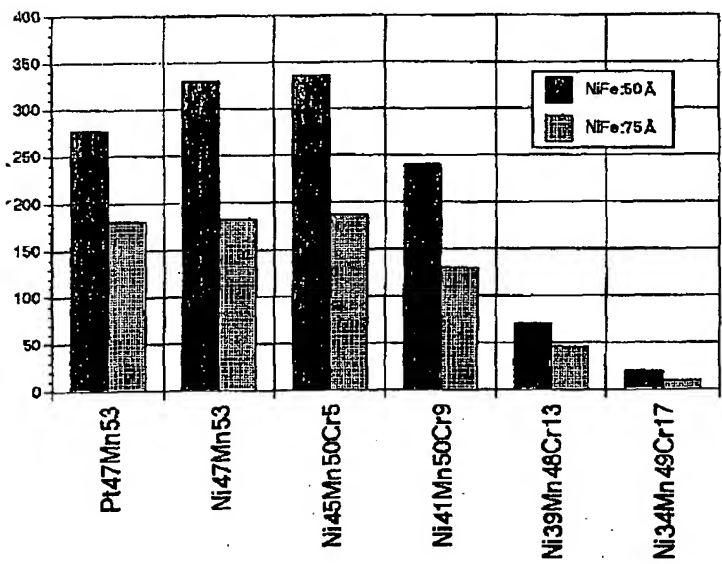


【図14】

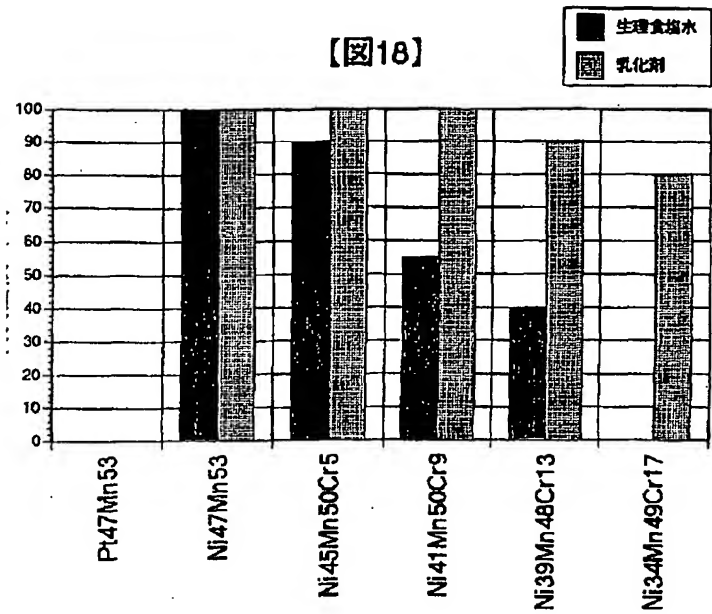


Drawing 17]

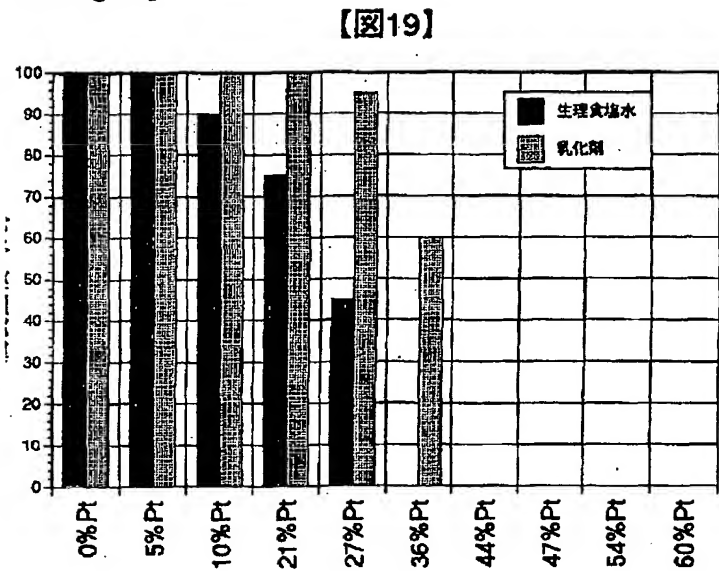
【図17】



Drawing 18]

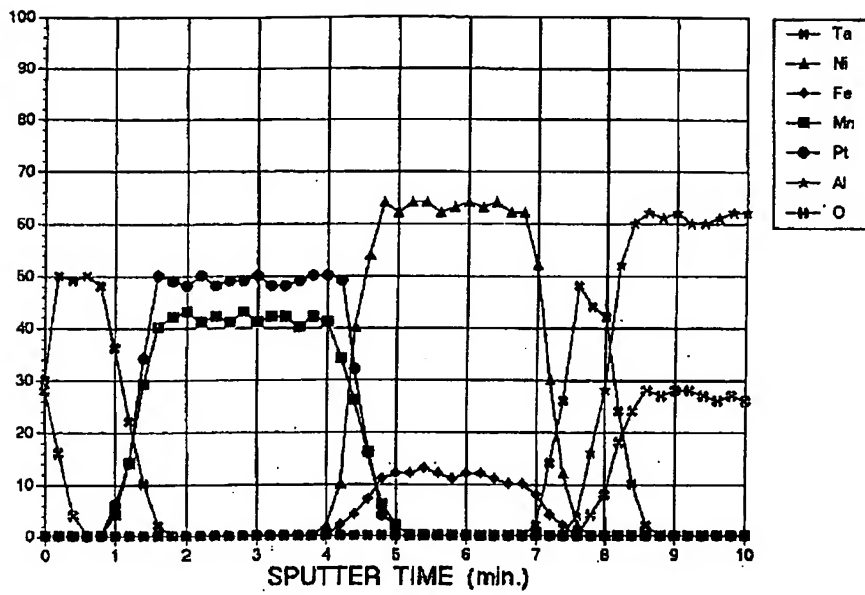


Drawing 19]



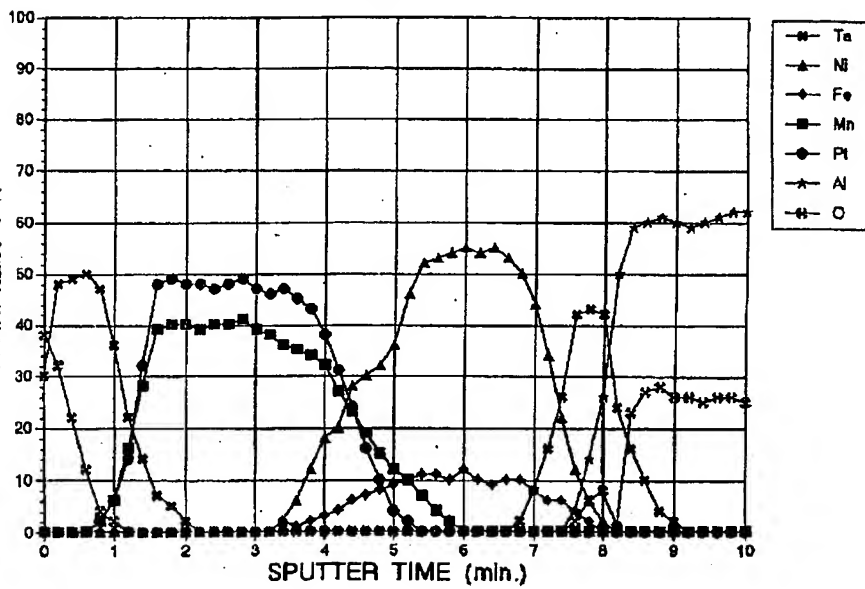
Drawing 20]

【図20】



Drawing 21]

【図21】



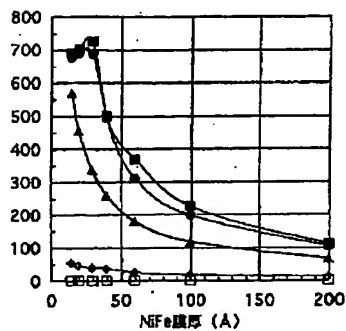
Drawing 23]

[23]

熱処理条件  
昇温3HR, 保持4HR, 降温3HR  
印加磁界 20000e  
真空度  $2 \times 10^{-6}$  Torr以下  
各温度別々のグラフ

## 膜構成

7Å層	200Å
Ta	50Å
NiFe	XÅ
Pt48Mn52	300Å
Ta	30Å
7Å層	1000Å
Si基板	



## 熱処理温度

- 250°C
- 230°C
- ▲ 210°C
- ◆ 190°C
- as depo.

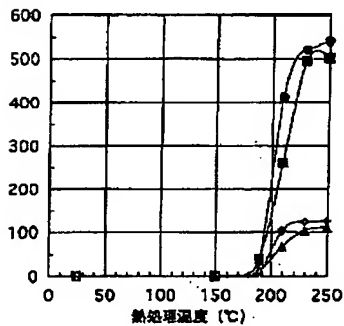
## Drawing 24]

図 24]

7-Å条件:  
昇温3HR, 保持4HR, 降温3HR  
印加磁界 20000e  
真空度  $2 \times 10^{-6}$  Torr以下  
各温度別々のグラフ

## 膜構成

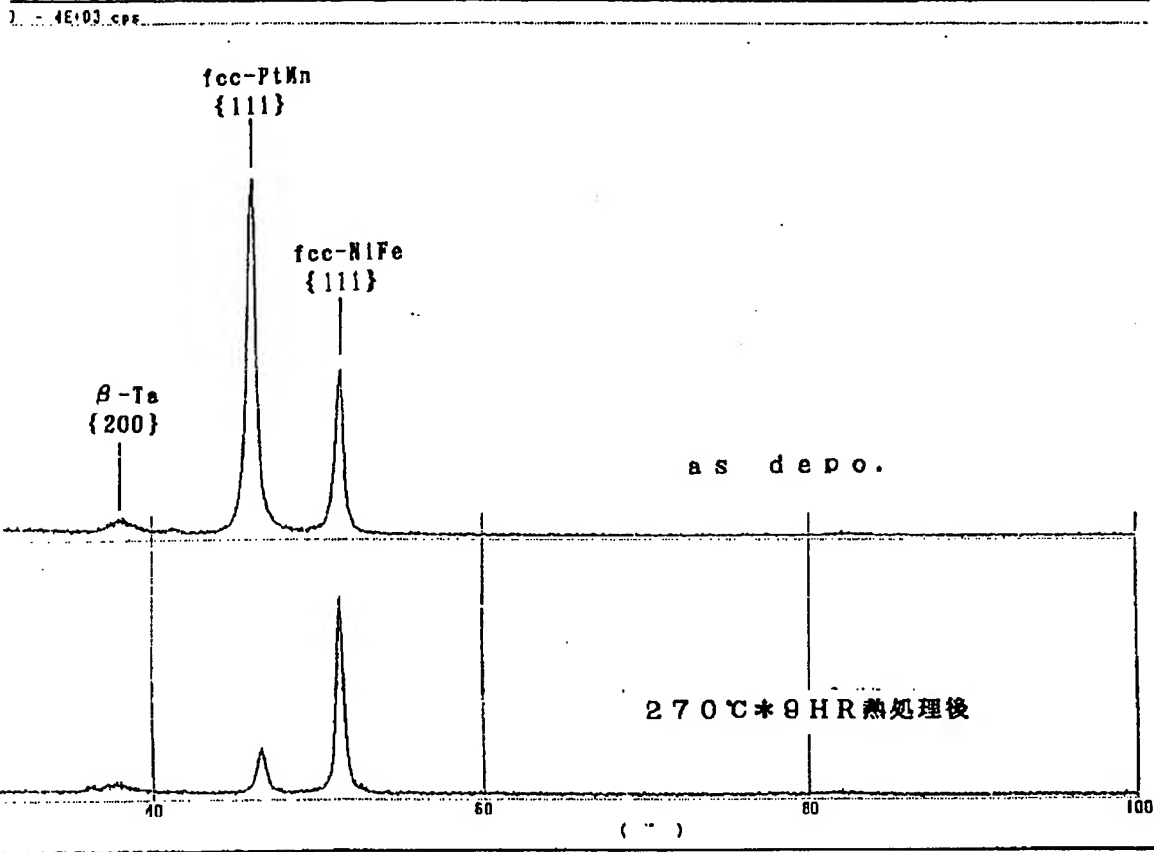
7Å層	200Å
Ta	50Å
Pinned layer	
Pt48Mn52	300Å
Ta	30Å
7Å層	1000Å
Si基板	



- Pinned layer: NiFe 40Å
- Pinned layer: Co 40Å
- ▲ Pinned layer: NiFe200Å
- ◆ Pinned layer: Co 200Å

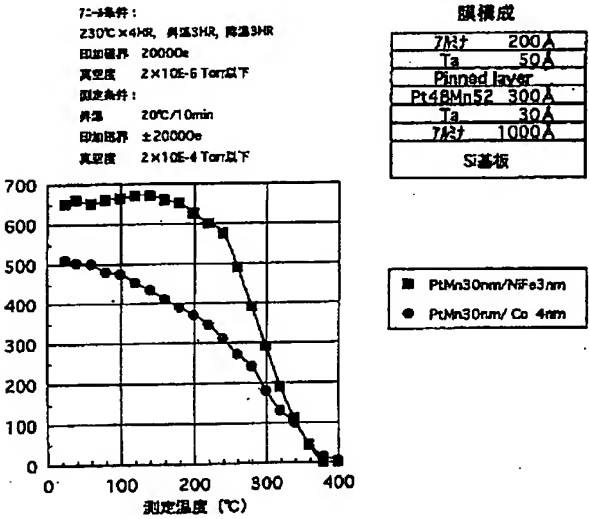
## Drawing 22]

【図22】



Drawing 25]

25]



Drawing 26]

(図26)

項 目	第 1 実 施 形 態	第 2 実 施 形 態
PtMn組成	Pt47Mn53	Pt48Mn52
成膜方法	RFコンベンショナルスパッタ	DCマグネトロンスパッタ
Pニール条件		
真空度	$5 \times 10^{-5}$ Torr	$2 \times 10^{-5}$ Torr
温度×時間	昇温3時間、保持4時間、降温3時間	昇温3時間、保持4時間、降温3時間
印加電界	10000e	20000e
SM測定条件		
昇 温	20℃/20min	20℃/10min
真空度	$5 \times 10^{-5}$ Torr	$5 \times 10^{-5}$ Torr
印加電界	$\pm 20000$ e	$\pm 20000$ e

[translation done.]

## NOTICES \*

pan Patent Office is not responsible for any  
 mages caused by the use of this translation.

This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

In the drawings, any words are not translated.

---

 ORRECTION or AMENDMENT
 

---

Official Gazette Type] Printing of amendment by the convention of 2 of Article 17 of patent law.

ection partition] The 4th partition of the 6th section.

ate of issue] December 14, Heisei 11 (1999).

ublication No.] Publication number 9-147325.

ate of Publication] June 6, Heisei 9 (1997).

\*\*\* format] Open patent official report 9-1474.

iling Number] Japanese Patent Application No. 8-240602.

nternational Patent Classification (6th Edition)]

L1B 5/39

[I]

L1B 5/39

rocedure revision]

iling Date] April 27, Heisei 11.

rocedure amendment 1]

ocument to be Amended] Specification.

tem(s) to be Amended] Claim.

ethod of Amendment] Change.

roposed Amendment]

Claim(s)]

Claim 1] In the magnetoresistance-effect type head equipped with the antiferromagnetic substance layer which  
 uch as a ferromagnetic layer and the aforementioned ferromagnetic layer directly  
 he aforementioned antiferromagnetic substance layer is a magnetoresistance-effect type head characterized by  
 onsisting of a PtMn alloy, forming a counter diffusion layer in the interface of the aforementioned antiferromagnetic  
 substance layer and a ferromagnetic layer, and producing an exchange-anisotropy magnetic field in the interface of the  
 forementioned antiferromagnetic substance layer and a ferromagnetic layer.

Claim 2] In a claim 1

he magnetoresistance-effect type head characterized by replacing with the PtMn alloy which is the aforementioned  
 ntiferromagnetic substance layer, and using any one of a RhMn alloy, a RuMn alloy, an IrMn alloy, and the PdMn  
 lloys.

Claim 3] In a claim 1 or a claim 2

he aforementioned counter diffusion layer is a magnetoresistance-effect type head characterized by being the field  
 hich the exchange interaction of the magnetic atoms of the both sides of an antiferromagnetic substance layer and a  
 erromagnetic layer is committing.

Claim 4] In a claim 1 or a claim 2

The magnetoresistance-effect type head characterized by containing Mn in the aforementioned counter diffusion layer.

Claim 5] In a claim 1

The magnetoresistance-effect type head characterized by containing Pt in the aforementioned counter diffusion layer.

Claim 6] In any one claim of a claim 1 or the claim 5

t is the magnetoresistance-effect type head which a ferromagnetic layer is formed above a substrate and characterized

the aforementioned antiferromagnetic substance layer having touched on the aforementioned ferromagnetic layer.  
 Claim 7] It is the magnetoresistance-effect type head which an antiferromagnetic substance layer is formed above a substrate in any one claim of a claim 1 or the claim 5, and is characterized by the aforementioned ferromagnetic layer having touched on the aforementioned antiferromagnetic substance layer.

Claim 8] In a claim 1

the composition of the aforementioned PtMn alloy is the magnetoresistance-effect type magnetic head characterized by being 46 to Pt5 - 54Mn95 atom %.

Claim 9] In a claim 1

the composition of the aforementioned PtMn alloy is a magnetoresistance-effect type head characterized by being 80 Pt5 - 20Mn95 atom %.

Claim 10] In a claim 1

the composition of the aforementioned PtMn alloy is a magnetoresistance-effect type head characterized by being 46 Pt36 - 54Mn64 atom %.

Claim 11] In a claim 10

the amount of Pt(s) is a magnetoresistance-effect type head characterized by being more than 44 atom %.

Claim 12] In any one claim of a claim 1 or the claim 11

the magnetoresistance-effect type head characterized by forming the aforementioned counter diffusion layer by heat treatment.

Claim 13] In any one claim of a claim 8 or the claim 11

the magnetoresistance-effect type head characterized by forming the aforementioned counter diffusion layer by heat treatment of the range of 200 degrees C - 350 degrees C.

Claim 14] In any one claim of a claim 1 or the claim 13

the magnetoresistance-effect type head characterized by the thickness of the aforementioned counter diffusion layer being 20-100Å (angstrom).

Claim 15] In any one claim of a claim 1 or the claim 14

the magnetoresistance-effect type head to which film composition of the aforementioned ferromagnetic layer is characterized by being a NiFe alloy, a NiFeCo alloy, or any one thing of the Co.

Claim 16] In any one claim of a claim 1 or the claim 15

the magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500Å (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 5-300Å (angstrom).

Claim 17] In any one claim of a claim 1 or the claim 15

the magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500Å (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 15-300Å (angstrom).

Claim 18] In any one claim of a claim 1 or the claim 15

the magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500Å (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 50-300Å (angstrom).

Claim 19] In any one claim of a claim 1 or the claim 15

the magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500Å (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 15-300Å (angstrom).

Claim 20] In any one claim of a claim 1 or the claim 15

the magnetoresistance-effect type head characterized by for the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-500Å (angstrom), and the thickness of the aforementioned ferromagnetic layer being 15-300Å (angstrom).

Claim 21] In any one claim of a claim 16 or the claim 20

the magnetoresistance-effect type head which replaces with the antiferromagnetic substance layer thickness limited to each aforementioned claim, and is characterized by the thickness of the aforementioned antiferromagnetic substance layer being 100-300Å (angstrom).